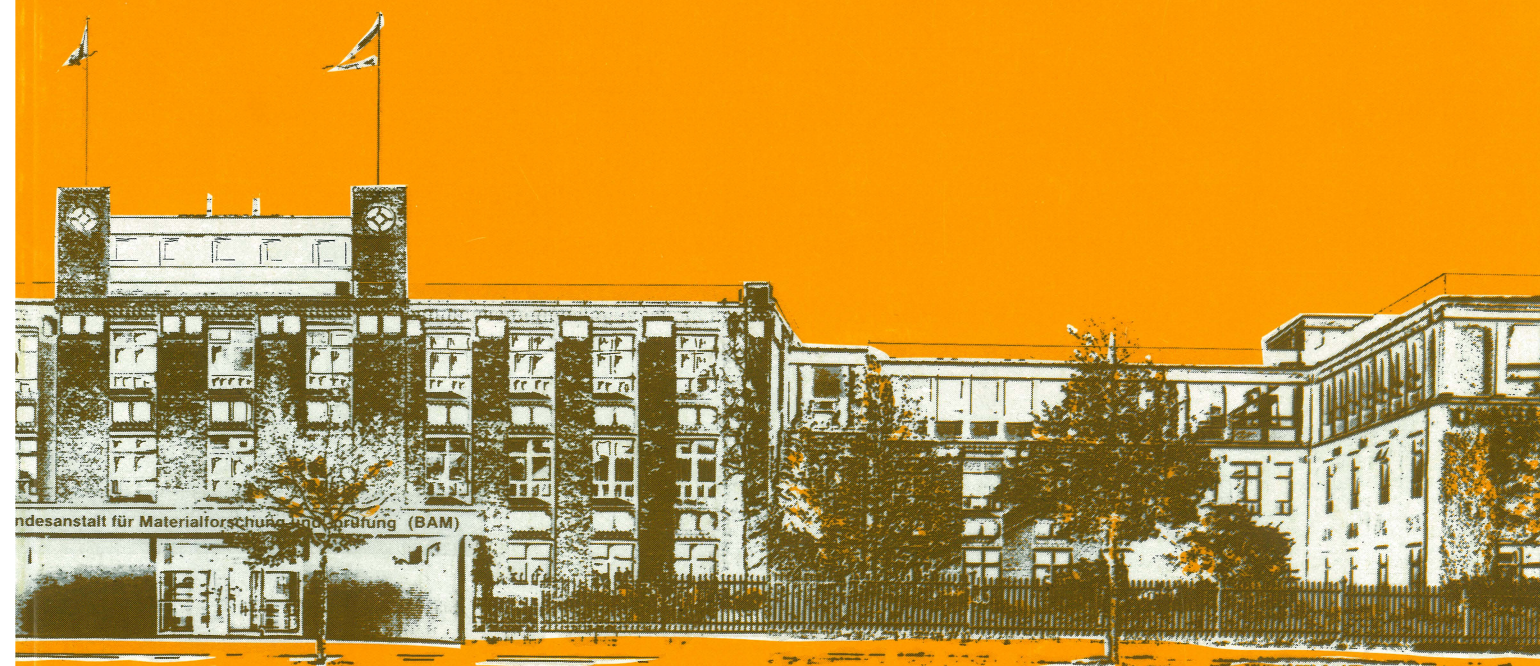


**BAM** Bundesanstalt für  
Materialforschung und -prüfung

## Forschungsbericht 211

Einfluß der fertigungsbedingten Eigenschaften von  
Werkzeugen und Bauteilen auf deren funktionelles  
Verhalten im beschichteten Zustand

Dr.-Ing. G. Meier zu Köcker und  
Prof. Dr.-Ing. K.-H. Habig



Berlin 1995



## Aufgaben der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)

Die Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung ist als Bundesoberbehörde im Geschäftsbereich des Bundesministers für Wirtschaft das technisch-wissenschaftliche Staatsinstitut der Bundesrepublik Deutschland für Materialtechnologien, Chemische Analytik und Sicherheitstechnik. Dieser Komplex stellt in allen Industrieländern einen technologischen Schlüsselbereich dar, da Materialien als Konstruktions- und Funktionswerkstoffe die Grundlage der gesamten Technik bilden. Die Materialforschung, die zuverlässige, normengerechte Prüfung und chemische Analyse sowie die sicherheitstechnische Beurteilung von Werkstoffen, Bauteilen und Konstruktionen sind wesentliche Voraussetzungen für eine leistungs- und wettbewerbsfähige Wirtschaft im Hinblick auf die Anforderungen an Qualität und Zuverlässigkeit technischer Produkte, Umweltschutzerfordernisse und die Notwendigkeit der sparsamen Verwendung von Rohstoffen und Energie.

Die Bundesanstalt hat die Aufgabe, die Entwicklung der deutschen Wirtschaft zu fördern, indem sie Werkstoff- und Materialforschung betreibt, die Materialprüfung sowie die chemische Analytik und Sicherheitstechnik stetig weiterentwickelt.

In diesem Rahmen bestehen folgende Arbeitsschwerpunkte:

1. Technisch-wissenschaftliche Grundlagen des Materialwesens, der Sicherheitstechnik und der chemischen Analytik einschließlich zugehöriger Referenzmaterialien und -verfahren

2. Materialsicherung einschließlich Qualitätssicherung, Materialschutz, Recycling
3. Öffentliche technische Sicherheit
4. Technologien im Umwelt- und Gesundheitsschutz
5. Technologien in der Energiesicherung
6. Technologie- und Wissenstransfer

Ihre Arbeiten gliedern sich in:

- A Forschung und Entwicklung, besonders auf denjenigen Gebieten, die der Leistungssteigerung der Wirtschaft, der Sicherheitstechnik sowie der Schaffung und Erhaltung volkswirtschaftlicher Werte dienen,
- B Prüfung und Untersuchung von Stoffen und technischen Produkten auf der Basis von Gesetzen, Verordnungen oder technischen Regeln,
- C Beratung und Information von Bundesministerien sowie Durchführung von Aufgaben, die ihr von diesen im Einvernehmen mit dem Bundesministerium für Wirtschaft übertragen werden, Durchführung von Aufträgen aus der Wirtschaft, Beratung und Information von Wirtschafts- und Verbraucherorganisationen sowie Mitwirkung in nationalen und internationalen Gremien und Normenausschüssen und bei der Technischen Zusammenarbeit mit Entwicklungsländern.

Die Ergebnisse ihrer und fremder wissenschaftlicher Arbeiten hat die Bundesanstalt zu sammeln, zu ordnen und der Allgemeinheit zugänglich und nutzbar zu machen.



# **Forschungsbericht 211**

**Einfluß der fertigungsbedingten Eigenschaften von Werkzeugen und Bauteilen auf deren funktionelles Verhalten im beschichteten Zustand**

Dr.-Ing. G. Meier zu Köcker und  
Prof. Dr.-Ing. K.-H. Habig



**Abschlußbericht  
zum BMFT-Vorhaben "Beschichtungsgerechte Fertigung"**

**in Zusammenarbeit mit**

Dr. D. Liedtke, Robert Bosch GmbH  
Dr. J. Ebberink, ehemals Gottlieb Gühring KG  
Dr. H. Kunst, Ingenieurbüro Dr. H. Kunst  
Prof. P. Mayr, IWT Bremen  
Dipl.-Ing. G. Wahl, Leybold Durferrit GmbH  
Dr. W. Vogel, Mercedes Benz AG  
Dipl.-Ing. H. Freller, Siemens AG

**Projektleitung:**

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin

Förderkennzeichen: 03 T 0025

Projekträgererschaft: Kernforschungsanlage Jülich GmbH

Laufzeit: 01.04.1989 - 31.06.1993

Herausgegeben von der  
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)  
Unter den Eichen 87, 12205 Berlin  
☒ 12200 Berlin  
Telefon (030) 81 04-0  
Telefax (030) 811 20 29

Copyright © 1994 by Wirtschaftsverlag NW  
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Herstellung und Verlag:  
Wirtschaftsverlag NW  
Verlag für neue Wissenschaft GmbH  
Am Alten Hafen 113 - 115, 27568 Bremerhaven  
☒ Postfach 10 11 10, 27511 Bremerhaven  
Telefon (0471) 4 60 93-95  
Telefax (0471) 427 65



## Zusammenfassung

Für die Untersuchung des Einflusses fertigungsbedingter Eigenschaften von Werkzeugen und Bauteilen auf deren funktionelles Verhalten im beschichteten Zustand wurden eine Vielzahl von Schichtverbundkörpern, Werkzeugen und Bauteilen mit unterschiedlichen Rauheiten und Oberflächentopographien hergestellt und unter industriellen Bedingungen beschichtet (PVD-, PACVD-, CVD-Verfahren). Durch die Entwicklung des Schichtverbundkörpers wurde eine Probengeometrie geschaffen, die sowohl Zerspan- und Streifenziehversuche als auch Modellverschleiß-, Rauheits-, metallographische und mikroanalytische Untersuchungen an einem Körper erlaubt. Darüber hinaus war es somit möglich, eine große Spanne von Oberflächenbearbeitungsverfahren zu verwenden. Neben den Labor- und Feldversuchen waren auch umfangreiche Rauheits-, Eigenspannungs- und Texturmessungen Schwerpunkte der Untersuchungen. Das interdisziplinäre Verbundvorhaben wurde durch zahlreiche Versuche mit Zerspan- und Umformwerkzeugen ergänzt, so daß am Ende der Untersuchungen die Korrelation zwischen Labor- und Felddaten überprüft werden konnte.

Die Ergebnisse zeigen, daß das tribologische Verhalten des Schichtverbundes je nach Beschichtungsverfahren und Beanspruchungsart unterschiedlich stark von der Oberflächenbearbeitung vor der Beschichtung abhängt. Eine optimale Oberflächenbearbeitung für alle Anwendungen gibt es nicht, sie hängt vom jeweiligen Beanspruchungsfall ab. Vor allem bei den PVD-Verfahren ist dies der Fall.

Trotz optimierter Beschichtungsparameter können z.B. bei Spiralbohrern die Standzeiten durch eine geeignete Oberflächenbearbeitung verdoppelt werden. Dagegen wirkt sich bei den durchgeführten Fräsversuchen das Lappstrahlen gegenüber dem Schleifen überhaupt nicht aus. Funkenerodierte Prägewerkzeuge zeigen ein deutlich schlechteres Standzeitverhalten als solche, die durch alleiniges Schleifen und Polieren hergestellt wurden. Die Standzeiten geschliffener Prägestempel liegen um das fünffache über denen erodierter. Daneben kann eine optimierte Oberflächenbearbeitung auch zu einer deutlichen Reduzierung der Streubreiten von Standzeiten führen, was die Fertigungssicherheit deutlich erhöht.

Das tribologische bzw. funktionelle Verhalten des Schichtverbundes wird von verschiedenen Faktoren, wie Beanspruchungskollektiv, Oberflächentopographie, Rauheit oder Eigenspannungen in der Hartstoffschicht bzw. im Substrat stark beeinflusst, so daß das Auffinden der genauen Ursachen für ein bestimmtes funktionelles Verhalten sehr aufwendig und letztlich nur im konkreten Anwendungsfall möglich ist.

Die Ergebnisse des Verbundvorhabens zeigen deutlich, daß es fertigungsbedingte Einflüsse gibt, die sich teilweise stark auf das funktionelle Verhalten im beschichteten Zustand auswirken. Es wird auch deutlich, daß eine Schichtoptimierung nicht allein durch Verbesserungen der Beschichtungstechnologien möglich ist, sondern daß auch eine beschichtungsgerechte Fertigung die Standzeiten von Werkzeugen und Bauteilen erhöht und die Fertigungssicherheit durch verringerte Standzeitstreuungen verbessert. Weitere Untersuchungen auf diesem Gebiet sollten zu einem noch besseren Verständnis der möglichen Einflußfaktoren für das jeweilige funktionelle Verhalten führen. Verschleißuntersuchungen im Labormaßstab können dabei von großem Nutzen sein, wie die Zerspan- und Modellverschleißversuche mit den Werkzeug- bzw. Bauteil-Schichtverbundkörpern gezeigt haben.



## Abstract

For the improvement of the tribological behaviour of cutting tools and components a wide range of different coatings are used. To characterise the influence of the surface topography and roughness on the functional behaviour of coated tribological elements, specimens, tools and components were produced and coated by different PVD- and CVD-processes. Before coating the surfaces were machined by various surface-treatment procedures to get different roughnesses, topographies and residual stresses in the substrate. A detailed characterisation of the surfaces before and after coating was also performed by means of measuring the surface roughness and residual stress. Finally the functional behaviour was checked by cutting, forming, model wear and component tests. The results of all laboratory and field tests show that the functional behaviour of the coated specimens, tools and components depends strongly on the surface conditions of the substrate before coating. According to the type of stressing, different surface treatments are beneficial. The tribological behaviour is influenced by the interaction of many different parameters, like surface roughness and topography or residual stress in the coating and substrate. With optimised surface treatments, life of coated tools or parts can considerably be increased.

# Inhalt

Seite

|       |   |    |
|-------|---|----|
| 1.    | Einleitung  | 7  |
| 2.    | Gesamtziel des Verbundvorhabens und Aufgabenverteilung  | 8  |
| 2.1   | Gesamtziel  | 8  |
| 2.2   | Aufgabenverteilung und Arbeitsprogramm  | 8  |
| 3.    | Werkstoffe, Wärmebehandlung und Probenfertigung   | 10 |
| 4.    | Charakterisierung der Substratwerkstoffe und deren funktionellen Oberflächen  | 14 |
| 4.1   | Kontaminationsuntersuchungen  | 14 |
| 4.2   | Rauheitsmessungen am Schichtverbundkörper   | 14 |
| 4.2.1 | Werkzeug-Schichtverbundkörper   | 15 |
| 4.2.2 | Bauteil-Schichtverbundkörper  | 15 |
| 4.3   | Gefügeuntersuchungen und Härtemessungen   | 17 |
| 4.4   | Eigenspannungsmessungen   | 18 |
| 4.4.1 | Werkzeug-Schichtverbundkörper   | 18 |
| 4.4.2 | Bauteil-Schichtverbundkörper  | 21 |
| 4.5   | Texturuntersuchungen  | 23 |
| 4.5.1 | Werkzeug-Schichtverbundkörper   | 24 |
| 4.5.2 | Bauteil-Schichtverbundkörper  | 24 |
| 5.    | Schichtherstellung  | 25 |
| 5.1   | PVD-Beschichtung  | 25 |
| 5.2   | CVD-Beschichtung  | 26 |
| 5.3   | PACVD-Beschichtung  | 26 |
| 6.    | Charakterisierung der hartstoffbeschichteten Schichtverbundkörper   | 27 |
| 6.1   | Chemische Zusammensetzung der untersuchten TiN-Schichten  | 27 |
| 6.2   | Morphologie   | 29 |
| 6.3   | Eigenspannungsmessungen   | 30 |
| 6.3.1 | NV-PVD (Ionenplattieren mit Niedervoltbogenentladung)   | 30 |
| 6.3.2 | MS-PVD (Reaktives Kathodenzerstäuben)   | 31 |
| 6.3.3 | ARC-PVD (Lichtbogen-Ionenplattieren)  | 31 |
| 6.3.4 | PACVD   | 31 |
| 6.3.5 | CVD   | 32 |
| 6.4   | Texturen  | 33 |
| 6.5   | Rauheitsmessungen   | 35 |
| 7.    | Versuchsprogramm und -durchführung  | 37 |
| 7.1   | Kurzzeit-Drehtests mit Werkzeug-Schichtverbundkörpern   | 37 |
| 7.2   | Streifenziehversuche mit Werkzeug-Schichtverbundkörpern   | 37 |
| 7.3   | Systemanalyse der tribologischen Vorgänge im Bauteil „Flügelzellenpumpe“ und deren Simulation mittels Modellverschleißprüfung | 37 |
| 7.4   | Modellverschleißuntersuchungen an Bauteil-Schichtverbundkörpern   | 40 |
| 7.5   | Feldversuche mit Werkzeugen und Bauteilen   | 41 |
| 8.    | Versuchsergebnisse  | 41 |
| 8.1   | Kurzzeit-Zerspantests (Werkzeug-Schichtverbundkörper)   | 41 |
| 8.2   | Streifenziehuntersuchungen (Werkzeug-Schichtverbundkörper)  | 42 |
| 8.3   | Modellverschleißuntersuchungen (Bauteil-Schichtverbundkörper)   | 42 |
| 8.3.1 | Einfluß des Substratmaterials auf das funktionelle Verhalten  | 43 |
| 8.3.2 | Einfluß der Oberflächentopographie auf das funktionelle Verhalten   | 45 |
| 8.4   | Zerspan- und Umformuntersuchungen (Feldversuche)  | 46 |
| 8.4.1 | Bohren  | 46 |
| 8.4.2 | Fräsen  | 47 |
| 8.4.3 | Wälzstoßen  | 47 |
| 8.4.4 | Prägen  | 48 |
| 8.4.5 | Stanzen   | 48 |
| 8.5   | Bauteilversuche (Flügelzellenpumpe)   | 48 |

|     |                               |    |
|-----|-------------------------------|----|
| 9.  | Diskussion                    | 52 |
| 9.1 | Werkzeug-Schichtverbundkörper | 52 |
| 9.2 | Bauteil-Schichtverbundkörper  | 56 |
| 9.3 | Zerspan- und Umformwerkzeuge  | 60 |
| 9.4 | Bauteile                      | 60 |
| 10. | Literaturverzeichnis          | 61 |



# 1. Einleitung

Im Jahre 1987, als das Vorhaben beantragt wurde, waren die heute angewandten Beschichtungsverfahren weitgehend bekannt, desgl. der größte Teil der Schichtmaterialien. Die Verwendung beschichteter Werkzeuge hatte noch nicht das heutige Ausmaß erreicht, jedoch wurde ein nennenswerter Teil vor allem der spangebenden Bearbeitung schon damit durchgeführt. Dabei wurde immer wieder ein völliges Versagen beschichteter Werkzeuge trotz des Einsatzes ansonsten erfolgreicher Schichtsysteme beobachtet. In anderen Fällen wiederum wirkt sich eine Beschichtung nicht positiv aus, selbst wenn eine sonst vielfach bewährte Schicht eingesetzt wird. Häufig werden auch große Streuungen der Lebensdauer oder Standzeit beschichteter Bauteile bzw. Werkzeuge beobachtet. Das war sicher zum Teil darauf zurückzuführen, daß die Beschichtungstechnik ungleichmäßige Ergebnisse lieferte und die Vorreinigung vielfach mangelhaft war. Allein auf diesen Ursachen konnten die Schwierigkeiten jedoch nicht beruhen /1/.

Bei der Diskussion dieser Problematik ergab sich sehr bald, daß zwar umfangreiche Kenntnisse über Schichtwerkstoffe und -aufbau sowie über Beschichtungsverfahren vorlagen, über die optimalen Eigenschaften des Substratmaterials war aber wenig bekannt. Fragen nach der Eignung bestimmter Stähle, deren Wärmebehandlungszustand, dem Einfluß von Eigenspannungen, der optimalen Rauhtiefe und ob bei deren Einstellung die angewandten Bearbeitungsverfahren eine Rolle spielen, konnten nicht ausreichend beantwortet werden, obwohl sie für das funktionelle und tribologische Verhalten von Werkzeugen und Bauteilen oftmals von entscheidender Bedeutung sind /2-3/.

Eine typische und durchaus nicht akademische Frage lautete z. B.: Für eine Anwendung ist eine PVD-Schicht vorgesehen. Ist es gleichgültig, ob das Werkzeug vor der Beschichtung eine Rauhtiefe von 0,8 oder von 1,5 µm hat? Vor allem aber: Spielt es eine Rolle, ob man diesen Wert durch Läppen, Polieren oder Schleifen erzielt und spielt es ferner eine Rolle, welchen Wärmebehandlungszustand das Grundmaterial aufweist?

An der geschilderten Situation hat sich bis heute nur insofern etwas geändert, als auf empirischem Wege manche Verbesserungen erzielt werden konnten. Die erste umfassende systematische Untersuchung wird mit der folgenden Arbeit vorgelegt.

Kennzeichnend für die Durchführung des Vorhabens ist einerseits das Beschränken auf einige wenige praxisbewährte Schichtsysteme bei vielfältiger Variation der Substratmaterialien und -behandlungen, andererseits das Bemühen, möglichst alle vorgesehenen Untersuchungen mit einer Probenform durchzuführen. Das erstreckte sich z. B. von der Metallographie über Härte- und Eigenspannungsmessungen bis zu Verschleißuntersuchungen im Labor und im Feld. Damit sollte sichergestellt werden, daß die Untersuchungen auch wirklich an ein und demselben System Grundwerkstoff-Schicht erfolgten und nicht durch z. B. Geometrieinflüsse beim Beschichten verfälscht wurden. Es ist zu verstehen, daß diese Absicht in Einzelfällen nicht verwirklicht werden konnte, da einige Werkzeuge für Feldversuche getrennt behandelt werden mußten. So wurde im Rahmen des Verbundvorhabens eine Probekörpergeometrie entwickelt (der „Schichtverbundkörper“), an dem sowohl Zerspan-, Streifenzieh- und Modellverschleißversuche als auch metallographische und mikroanalytische Untersuchungen (Eigenspannungen, Texturen, usw.) möglich waren. Die Ergebnisse aus den Versuchen mit dem Schichtverbundkörper sollten ursprünglich richtungweisend für die spätere Serienfertigung von Werkzeugen und Bauteilen sein. Aufgrund der zeitlichen Verzögerungen bei der Genehmigung des Vorhabens mußte die Herstellung der Schichtverbundkörper und Werkzeuge teilweise zeitgleich erfolgen.

Die ursprüngliche Planung ging dahin, die Untersuchungen für Werkzeuge und Bauteile durchzuführen. Das konnte nur zum Teil realisiert werden, da zum Zeitpunkt der Antragstellung kaum Bauteile mit den hier zur Diskussion stehenden Schichtsystemen in Gebrauch waren (woran sich bis heute nicht viel geändert hat). Die Werkzeugseite trat daraufhin etwas in den Vordergrund.

Zur Verminderung der an sich bekannten Probleme wurde bisher an der Optimierung der Beschichtungsverfahren gearbeitet. Weniger beachtet wurde die Tatsache, daß die durch die Fertigung gegebenen Eigenschaften des Teils für das funktionelle Verhalten von beschichteten Bauteilen und Werkzeugen ebenfalls von großer Bedeutung sind. Neben der chemischen Zusammensetzung sind beispielsweise die Fertigungsverfahren einschließlich der Wärmebehandlung zu nennen, welche den Gefüge- und Eigenspannungszustand, die Topographie und die Kontamination der Oberfläche beeinflussen.

## 2. Gesamtziel des Verbundvorhabens und Aufgabenverteilung

### 2.1 Gesamtziel

Zur Optimierung der Funktionsfähigkeit von tribologisch beanspruchten Bauteilen und Werkzeugen wird industriell eine große Anzahl verschiedenartiger Schichten und Beschichtungsverfahren eingesetzt. In vielen Fällen erreicht man damit eine erhebliche Verlängerung der Standzeiten von Werkzeugen und der Gebrauchsdauer tribotechnischer Systeme. Nachteilig wirkt sich jedoch die große Streuung der Lebensdauer bzw. der Standzeit aus. Dieses Phänomen tritt auch bei optimierten und vielfach bewährten Schichten auf.

Zur Bewältigung dieser bekannten Problematik wurde bisher vor allem an der Optimierung der Beschichtungsverfahren bzw. Schichtsysteme gearbeitet. Weniger beachtet wurde die Tatsache, daß die durch die Fertigung vorgegebenen Eigenschaften des Grundwerkstoffs für das funktionelle Verhalten von beschichteten Bauteilen und Werkzeugen ebenfalls von großer Bedeutung sind. Neben der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffs sind hier insbesondere die Fertigungsverfahren einschließlich Wärmebehandlung zu nennen, welche den Gefüge- und Spannungszustand, die Topographie, die Kontamination u. a. beeinflussen.

Mit Hilfe dieses Forschungsvorhabens sollen die von der Fertigung abhängigen Eigenschaften im Hinblick auf ihre Auswirkungen auf das funktionelle Verhalten des „Oberflächenschicht/Grundwerkstoff“ eingehend untersucht werden.

Es wurde daher ein Schichtverbundkörper entwickelt, an dem Zerspan-, Streifenzieh- und Gleitreibungsversuche möglich sind, um so den Einfluß unterschiedlicher Beschichtungschichten zu vermeiden. Als Substratmaterialien dienten überwiegend verschiedene Schnellarbeitsstähle (Werkzeuge) bzw. Vergütungs- und Schmiedestähle (Bauteile).

Mit Hilfe einer großen Variation der Einzelparameter bei der Herstellung der Versuchskörper wurden nicht nur unterschiedliche Oberflächentopographien, sondern auch verschiedene Rauheitswerte gezielt eingestellt. Nach der Beschichtung und der tribologischen Prüfung sollen konkrete Aussagen über den Einfluß der fertigungsbedingten Eigenschaften von Werkzeugen und Bauteilen auf deren funktionelles Verhalten im beschichteten Zustand möglich sein.

### 2.2 Aufgabenverteilung und Untersuchungsprogramm

Das interdisziplinäre Untersuchungsprogramm hatte zum Ziel, systematische Arbeiten über den Zusammenhang zwischen den durch die Fertigungsverfahren bedingten Eigenschaften des Grundkörpers und dem Verhalten im

Einsatz nach einer Beschichtung durchzuführen. Entsprechend diesen Vorgaben kann das Untersuchungsprogramm in drei Schwerpunkte eingeteilt werden:

- Herstellung der Schichtverbundkörper und Werkzeuge mit definierten Oberflächenmorphologien
- Beschichtung der Substrate mit verschiedenen PVD- und CVD-Verfahren
- Verschleißuntersuchungen an Schichtverbundkörpern und Werkzeugen

Die Herstellung der Schichtverbundkörper und Werkzeuge stellte sehr hohe Anforderungen an die Produktionstechnik, da viele für den praktischen Einsatz wichtige funktionelle Oberflächenbereiche mit konkreten Fertigungsvorgaben gefertigt werden mußten. Dies erwies sich vor allem bei komplizierten Werkzeuggeometrien als sehr schwierig, da hierfür auch nicht gebräuchliche Oberflächenfertigungsverfahren anzuwenden waren. Die Anzahl der für die verschiedenen Oberflächenbearbeitungen von Werkzeugen in Frage kommenden Verfahren war stark von Geometrie und Komplexität der Versuchskörper abhängig. So konnten Spiralbohrer und Schaftfräser nur mit zwei verschiedenen Oberflächenmorphologien hergestellt werden, wohingegen die Oberflächen der Schneid- und Prägestempel fünffach variiert wurden /4-5/.

Die Schichtverbundkörper dienten zum einen für Gleitreibungs- und Verschleißuntersuchungen als Vorstufe für Bauteiluntersuchungen mit einer Flügelzellenpumpe (Bauteil-Schichtverbundkörper). Als Substratmaterialien wurden hierfür Vergütungs- und Schmiedestähle verwendet, die mit TiN-, TiC/TiN- und i:C-Schichten versehen wurden. Zum anderen wurden mit den Schichtverbundkörpern Zerspan- und Umformversuche durchgeführt (Werkzeug-Schichtverbundkörper). Substratmaterialien waren dabei verschiedene Schnellarbeitsstähle (S 6-5-2, S 6-5-3 und CPMT 15). Als Hartstoffbeschichtungen wurden TiN- und TiC/TiN-Schichten verwendet. Der Schichtverbundkörper besaß zwei voll funktionsfähige Schneidkanten für Drehuntersuchungen und einen Ziehradius für Streifenziehversuche. Auf der Planfläche wurden die Modellverschleißuntersuchungen durchgeführt (Bild 2-1).

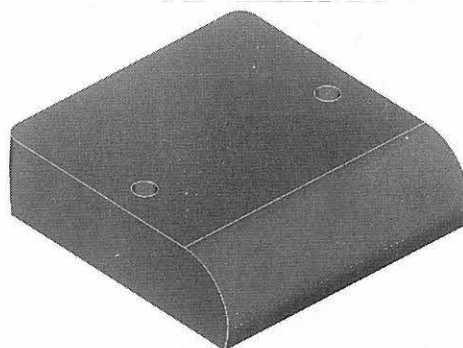


Bild 2-1  
Schichtverbundkörper für Dreh-, Streifenzieh- und Modellverschleißuntersuchungen

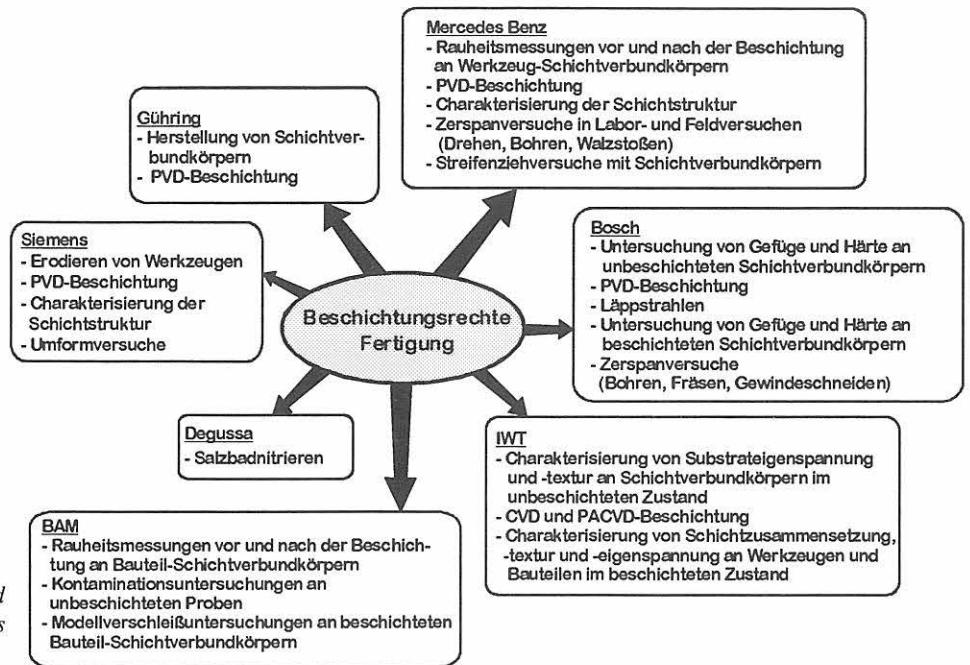


Bild 2-2  
Mitwirkende Verbundpartner und deren Aufgaben im Rahmen des BMFT-Verbundvorhabens

Die Technologie der verwendeten PVD- bzw. CVD-Verfahren kann als weitestgehend optimiert angesehen werden, da durchgehend Beschichtungsparameter gewählt wurden, die von den jeweiligen Beschichtern auch kommerziell verwendet werden. Es wurden bewußt vor allem TiN-

Schichten abgeschieden, da derartige Schichten heutzutage reproduzierbar aufgebracht werden können und somit keine Probleme mit der Schichtherstellung selbst zu erwarten waren.

Der letzte große Arbeitsbereich war die Feld-, Labor- und Modellprüfung der beschichteten Schichtverbundkörper und Werkzeuge. Diese wurden unter großem Aufwand mit äußerster Sorgfalt durchgeführt, um möglichst viele Störfaktoren zu eliminieren. Die Ergebnisse sollten vor allem auf die fertigungsbedingten Eigenschaften des Grundwerkstoffs zurückzuführen sein. Die schwerpunktmäßige Aufgabenverteilung im Rahmen des Verbundvorhabens ist in Bild 2-2 dargestellt.

Die systematische Vorgehensweise und den gesamten Ablauf des Untersuchungsprogramms verdeutlichen die Bilder 2-3 und 2-4.

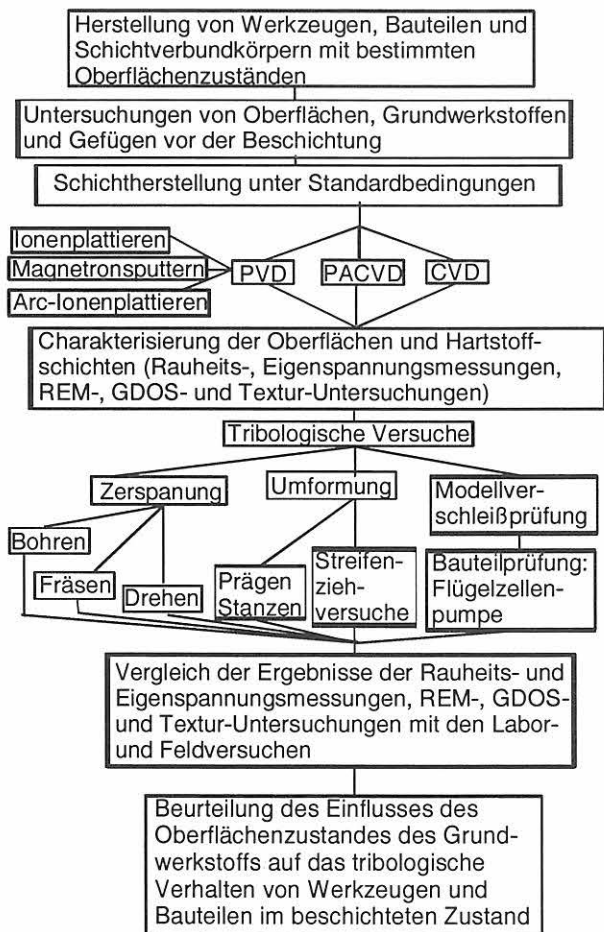


Bild 2-3  
Untersuchungsprogramm und -ablauf

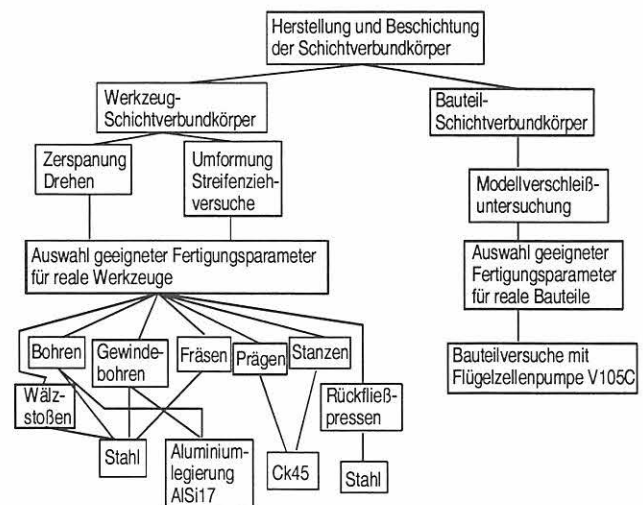
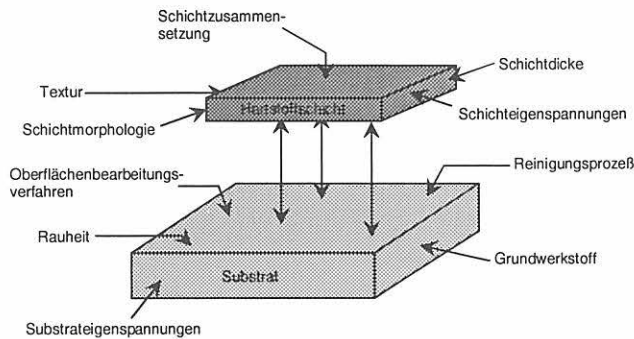


Bild 2-4  
Herstellung und Prüfung der Schichtverbundkörper, Werkzeuge und Bauteile



### 3. Werkstoffe, Wärmebehandlung und Probenfertigung

Das funktionelle Verhalten beschichteter Werkstoffe wird von einer Vielzahl von grundwerkstoff- und fertigungs-spezifischen Einflußgrößen bestimmt /6/. Bild 3-1 zeigt die wichtigsten Parameter, unterteilt in schicht- und grundwerkstoffspezifische Einflußgrößen. Neben dem Grundwerkstoff selbst spielen dessen Eigenspannungen ebenso eine wichtige Rolle, wie auch die fertigungsbedingte Oberflächentopographie und Rauheit. Zu den schicht-spezifischen Einflußgrößen sind neben der Schicht-zusammensetzung und -morphologie auch die Schicht-eigenspannungen, -texturen und -dicken von großer Wichtigkeit für das spätere funktionelle Verhalten.



**Bild 3-1**  
Grundwerkstoff- und schichtspezifische Einflußgrößen, die das funktionelle Verhalten von Hartstoffschichten beeinflussen

Zu Beginn der Untersuchungen wurde die chemische Zusammensetzung der sieben verschiedenen Substratwerkstoffe mittels GDOS bestimmt. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 3-1** wiedergegeben:

In der **Tabelle 3-2** sind die im Forschungsvorhaben eingesetzten Werkstoffe mit den durchgeführten Wärmebehandlungen aufgeführt.

Für die Dreh- und Streifenziehversuche wurden die dafür benötigten Schichtverbundkörper ("Werkzeug-Schichtver-

**Tabelle 3-2**  
Wärmebehandlungsparameter der verwendeten Werkstoffe

| Werkstoff                               | Wärmebehandlung  |
|---|--|
| C 45 V,<br>Nr. 1.0503                   | Austenitisierungstemperatur: 840° C,<br>Haltdauer: 4 min im Salzbad<br>Abschreckung:<br>Hochleistungsabschrecköl<br>Anlassen: 580° C<br>Haltdauer: 60 min im Salzbad,<br>Abkühlung an ruhender Luft  |
| C 45 N,<br>Nr. 1.0503                   | Austenitisierungstemperatur: 840° C,<br>Haltdauer: 4 min im Salzbad<br>Abschreckung:<br>Hochleistungsabschrecköl<br>Anlassen: 580° C<br>Haltdauer: 60 min im Salzbad,<br>Abkühlung an ruhender Luft<br>Normalisieren:<br>860° C in ruhender Luft |
| 49 MnVS 3,<br>Nr. 1.1199                | Austenitisierungstemperatur: 1250° C,<br>Haltdauer: 10 min   |
| 100 Cr 6,<br>Nr. 1.3505                 | Austenitisierungstemperatur: 850° C,<br>Haltdauer: 4 min<br>Anlassen: 200° C,<br>Haltdauer: 60 min   |
| X 155 CrV Mo 12 1,<br>Nr. 1.2379        | Austenitisierungstemperatur: 1030° C,<br>Haltdauer: 4 min<br>Anlassen: 560° C  |
| S 6-5-2,<br>Nr. 1.3343                  | Austenitisierungstemperatur: 1210° C<br>Haltdauer:<br>3 min im Salzbad je Vorwärmestufe<br>Anlassen: 560° C dreimal,<br>Haltdauer: jeweils 60 min  |
| S 6-5-3 PM,<br>Nr. 1.3344               | Austenitisierungstemperatur: 1180° C<br>Haltdauer: 3 min im Salzbad je<br>Vorwärmestufe<br>Anlassen: 560° C dreimal,<br>Haltdauer: jeweils 60 min  |
| CPM T 15,<br>Nr. 1.3202<br>(S 12-1-4-5) | Austenitisierungstemperatur: 1210° C<br>Haltdauer:<br>3 min im Salzbad je Vorwärmestufe<br>Anlassen: 560° C dreimal,<br>Haltdauer: jeweils 60 min  |

**Tabelle 3-1**  
Chemische  
Zusammensetzung der  
verwendeten Werkstoffe

|    | C 45   | 49MnVS3 | 100Cr6 | X155CrV Mo121 | S 6-5-2 | S 6-5-3 PM | CPM T 15 |
|----|--------|---------|--------|---------------|---------|------------|----------|
| C  | 0.4530 | 0.4631  | 1.0000 | 1.6953        | 0.8940  | 1.4166     | 1.8595   |
| Si | 0.2702 | 0.3937  | 0.3725 | 0.3402        | 0.2827  | 0.5983     | 0.3460   |
| Mn | 0.8365 | 0.7404  | 0.3170 | 0.2833        | 0.2395  | 0.2162     | 0.2920   |
| P  | 0.0253 | 0.0179  | 0.0090 | 0.0218        | 0.0194  | 0.0253     | 0.0189   |
| S  | 0.0899 | 0.0856  | 0.0150 | 0.0246        | 0.0115  | 0.0258     | 0.1041   |
| Cr | 0.1035 | 0.1324  | 1.5414 | 11.5945       | 3.8870  | 3.6003     | 4.1222   |
| Ni | 0.0970 | 0.0697  | 0.0580 | 0.2742        | 0.1262  | 0.1747     | 0.0314   |
| Mo | 0.0076 | 0.0038  | 0.0121 | 0.6163        | 5.0403  | 5.1751     | 0.3524   |
| Cu | 0.3481 | 0.0334  | 0.0319 | 0.1789        | 0.0884  | 0.1303     | 0.0967   |
| Co | 0.0115 | 0.0081  | 0.0058 | 0.0576        | 0.1557  | 0.4163     | 5.0312   |
| W  | 0.0080 | 0.0080  | 0.0074 | 0.0725        | 6.2908  | 6.3021     | 12.3087  |
| V  | 0.0031 | 0.0784  | 0.0038 | 0.9033        | 1.6851  | 3.1249     | 5.0537   |
| Ti | 0.0054 | 0.0041  | 0.0035 | 0.0055        | 0.0106  | 0.0110     | 0.0149   |
| Al | 0.0007 | 0.0269  | 0.0258 | 0.0129        | 0.0136  | 0.0026     | 0.0024   |

Tabelle 3-3  
Fertigungsparameter der  
Schichtverbundkörper

|   | geschliffene Oberfläche<br>$R_{z,soll} = 2 \mu\text{m}$  | geschliffene Oberfläche<br>$R_{z,soll} = 1 \mu\text{m}$  |
|---|--|--|
| Topfscheibe<br>Körnung<br>Härte<br>Bindung<br>Kühlung<br>Zustellung<br>Drehzahl<br>Werkstückgeschw. | Diamant Müller<br>D 46<br>MBM5<br>C 75<br>Syntan 33 (Ölzusatz)<br>2 $\mu\text{m}$<br>2750 U/min<br>10 mm/s | Diamant Müller<br>D 46<br>MBM5<br>C 75<br>Syntan 33 (Ölzusatz)<br>4 $\mu\text{m}$<br>2750 U/min<br>10 mm/s |

|                       |   |
|-----------------------|---|
| Geläppte Proben       | ausgehend von geschliffenen Oberflächen mit $R_{z,D}$ ca. 1 $\mu\text{m}$<br>Läppscheibe: Gußscheibe Kulzer, Technotron MM 480<br>Diamantflüssigkeit: 5 bis 7 $\mu\text{m}$ |
| Polierte Proben       | Polierscheibe: Ledertuch<br>Paste: Diamant 1 $\mu\text{m}$  |
| Läppgestrahlte Proben | Strahlmedium: Glasperlen, Größe: 130 - 170 $\mu\text{m}$<br>Hersteller: Vestglas, Strahldruck: 4,5 bar<br>Strahlzeit: 15 s  |

bundkörper", Bild 2-1) aus den Schnellarbeitsstahl-Sorten S 6-5-2, S 6-5-3 und S 12-1-4-5 (pulvermetallurgisch: CPMT 15) hergestellt. Für die Modellverschleißuntersuchungen wurden die Stahlsorten C45 (normalisiert bzw. vergütet), 49MnVS3, 100Cr6 und X155CrVMo121 zur Herstellung der Schichtverbundkörper ("Bauteil-Schichtverbundkörper, Bild 2-1) verwendet.

Die Substratoberflächen der Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörper wurden durch unterschiedliche Endbearbeitungsverfahren gezielt in Rauheit und Oberflächentopographie variiert. Die Substratoberflächen wurden durch Polieren, Schleifen (fein, rau), Läppen, Läppstrahlen und Erodieren (nur Werkzeug-Schichtverbundkörper) hergestellt. Die von der Firma Gühring angewandten Fertigungsparameter sind in der *Tabelle 3-3* aufgeführt.

Durch die Verwendung von acht verschiedenen Substratwerkstoffen (5 Bauteil- und 3 Werkzeugwerkstoffe) in Verbindung mit den unterschiedlichen Fertigungsverfahren der Probenoberflächen lagen bezüglich der Substrate zwanzig verschiedene Varianten vor.

Bezüglich der Schichtverbundkörper wurde bei der Wahl der Probenvarianten darauf geachtet, daß die Beschichtung mit gleichen Schichtparametern so durchgeführt wurden, daß ein direkter Vergleich des funktionellen Verhaltens möglich ist bei

- Schichtverbundkörpern mit unterschiedlich gefertigten Substratoberflächen, aber identischen Substratwerkstoffen

- Schichtverbundkörpern mit verschiedenen Substratwerkstoffen, aber identischen Oberflächenendfertigungsverfahren
- Schichtverbundkörpern aus gleichem Substratwerkstoffen, mit gleicher Oberflächenfertigung, aber mit einer zeitlich differierenden Sputterreinigung in der Beschichtungsanlage
- Schichtverbundkörpern aus gleichem Substratwerkstoff, mit gleicher Oberflächenfertigung und gleicher Schichtart aber unterschiedlicher Schichtdicke.

In der *Tabelle 3-4* sind alle Probenvarianten der Werkzeug-Schichtverbundkörper und in *Tabelle 3-5* alle Probenvarianten der Bauteil-Schichtverbundkörper aufgeführt.

Als Hartstoffschicht wurde vor allem TiN verwendet. Die Hartstoffschichten wurden mit drei verschiedenen PVD-Verfahren hergestellt, nämlich mit dem Arc-(ARC-PVD), dem Ionenplattier- (NV-PVD) und dem Magnetronionenplattier-Verfahren (MS-PVD). Ein anderer Teil der untersuchten Hartstoffschichten wurde mit dem PACVD- und CVD-Verfahren hergestellt. Mit dem letzteren Verfahren wurden ausschließlich TiC/TiN-Zweilagenschichten erzeugt.

Darüber hinaus wurden einzelne Probenvarianten unter Gasatmosphäre, im Salzbad bzw. im Plasma nitriert und unter Modellverschleißprüfbedingungen untersucht. In Feld- oder Bauteilversuchen wurden keine nitrierten Proben verwendet.

Tabelle 3-4

Probenvarianten der Werkzeug-Schichtverbundkörper

| Varian-<br>te-Nr.: | Werkstoff                             | Zustand                            | Rauheit<br>R <sub>a</sub> (µm)                                       | Bearbei-<br>tung | Reini-<br>gung | Schichtart                            | Verfahren  | Hersteller | Code   |
|--------------------|---------------------------------------|------------------------------------|--|------------------|----------------|---------------------------------------|------------|------------|--------|
| 01                 | C 45                                  | vergütet                           | 2,0  | geschl.          | normal         | TiN                                   | PVD        | Gühring    | 1111.. |
| 02                 |                                       |                                    |  |                  |                | TiN                                   | Plasma-CVD | IWT        | 1123.. |
| 03                 |                                       |                                    |  |                  |                | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N | Salzbad    | Degussa    | 1132.. |
| 04                 |                                       |                                    |  |                  |                | TiN                                   | PVD        | Gühring    | 1112.. |
| 05                 |                                       |                                    |  |                  |                | TiN                                   | Plasma-CVD | IWT        | 1124.. |
| 06                 |                                       |                                    |  |                  |                | TiN                                   | PVD        | Gühring    | 1312.. |
| 07                 |                                       |                                    | TiN  | Plasma-CVD       | IWT            | 1323..                                |            |            |        |
| 08                 |                                       |                                    | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N                                | Salzbad          | Degussa        | 1332..                                |            |            |        |
| 09                 |                                       |                                    | TiN  | PVD              | Gühring        | 1211..                                |            |            |        |
| 10                 |                                       |                                    | TiN  | CVD              | IWT            | 1223..                                |            |            |        |
| 11                 |                                       |                                    | Fe <sub>2-3</sub> /Fe <sub>4</sub> N                                 | Salzbad          | Degussa        | 1232..                                |            |            |        |
| 12                 |                                       |                                    | TiN  | PVD              | Gühring        | 1411..                                |            |            |        |
| 13                 |                                       |                                    | TiN  | PVD              | MB             | 1413..                                |            |            |        |
| 14                 |                                       |                                    | TiN  | PVD              | Siemens        | 1414..                                |            |            |        |
| 15                 |                                       |                                    | i-C  | PVD              | MB             | 1415..                                |            |            |        |
| 16                 |                                       |                                    | i-C  | PVD              | Siemens        | 1416..                                |            |            |        |
| 17                 |                                       |                                    | TiN  | Plasma-CVD       | IWT            | 1423..                                |            |            |        |
| 18                 |                                       |                                    | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N                                | Gas              | Degussa        | 1431..                                |            |            |        |
| 19                 |                                       |                                    | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N                                | Salzbad          | Degussa        | 1432..                                |            |            |        |
| 20                 |                                       |                                    | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N/Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> | Salzbad          | Degussa        | 1433..                                |            |            |        |
| 21                 |                                       |                                    | Fe <sub>2</sub> N/Fe <sub>2-3</sub> N                                | Plasma           | MB             | 1434..                                |            |            |        |
| 22                 |                                       |                                    | TiN  | PVD              | Gühring        | 1511..                                |            |            |        |
| 23                 |                                       |                                    | TiN  | Plasma-CVD       | IWT            | 1523..                                |            |            |        |
| 24                 |                                       |                                    | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N                                | Salzbad          | Degussa        | 1532..                                |            |            |        |
| 25                 |                                       |                                    | 2,0  | geschl.          | normal         | TiC/TiN                               | CVD        | IWT        | 2122.. |
| 26                 |                                       |                                    | 1,0  | läppgest.        |                | TiC/TiN                               | CVD        | IWT        | 2322.. |
| 27                 |                                       |                                    | 1,0  | geschl.          |                | TiC/TiN                               | CVD        | IWT        | 2222.. |
| 28                 |                                       |                                    | TiN  | PVD              |                | Gühring                               | 2411..     |            |        |
| 29                 |                                       |                                    | TiC/TiN  | CVD              |                | Dörrenberg                            | 2421..     |            |        |
| 30                 |                                       |                                    | TiC/TiN  | CVD              |                | IWT                                   | 2422..     |            |        |
| 31                 |                                       |                                    | TiN  | Plasma-CVD       | IWT            | 2423..                                |            |            |        |
| 32                 |                                       |                                    | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N                                | Salzbad          | Degussa        | 2432..                                |            |            |        |
| 33                 |                                       |                                    | TiC/TiN  | CVD              | IWT            | 2522..                                |            |            |        |
| 34                 | 49MnVS3                               | schmiede-<br>perli-<br>tisch       | 0,5  | geläppt          | normal         | TiN                                   | PVD        | Gühring    | 3411.. |
| 35                 |                                       |                                    |  |                  |                | TiC/TiN                               | CVD        | IWT        | 3422.. |
| 36                 |                                       |                                    |  |                  |                | TiN                                   | Plasma-CVD | IWT        | 3423.. |
| 37                 | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N | Salzbad                            |  |                  |                | Degussa                               | 3432..     |            |        |
| 38                 | TiN                                   | PVD                                |  |                  |                | Gühring                               | 4411..     |            |        |
| 39                 | TiN                                   | PVD                                |  |                  |                | Siemens                               | 4414..     |            |        |
| 40                 | i-C                                   | PVD                                |  |                  |                | MB                                    | 4415..     |            |        |
| 41                 | i-C                                   | PVD                                |  |                  |                | Siemens                               | 4416..     |            |        |
| 42                 | TiN                                   | Plasma-CVD                         |  |                  |                | IWT                                   | 4423..     |            |        |
| 43                 | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N | Salzbad                            |  |                  |                | Degussa                               | 4432..     |            |        |
| 44                 | X155CrVMo121                          | gehärtet<br>und<br>angelas-<br>sen |  |                  |                | TiN                                   | PVD        | Gühring    | 5411.. |
| 45                 |                                       |                                    |  |                  |                | TiC/TiN                               | CVD        | IWT        | 5422.. |
| 46                 |                                       |                                    |  |                  |                | TiN                                   | Plasma-CVD | IWT        | 5423.. |
| 47                 |                                       |                                    |  |                  |                | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N | Salzbad    | Degussa    | 5432.. |



Tabelle 3-5  
 Probenvarianten der Werkzeug-Schichtverbundkörper

| Variante-Nr.: | Verkstoff | Zustand                | Rauheit R <sub>a</sub> (µm)  | Bearbeitung | Reinigung  | Schichtart    | Verfahren  | Hersteller | Code    |        |
|---------------|-----------|------------------------|--|-------------|------------|---------------|--|------------|---------|--------|
| 01            | S 6-5-2   | gehärtet + ange-lassen | 2,0  | geschl.     | normal     | TiN (2µm)     | PVD  | Gühring    | 6111..  |        |
| 02            |           |                        |  |             |            | TiN (2µm)     | PVD  | Siemens    | 6114..  |        |
| 03            |           |                        |  |             |            | TiN (2µm)     | PVD  | MB         | 6113..  |        |
| 04            |           |                        |  |             |            | TiC/TiN (4µm) | CVD  | Dörrenberg | 6121..  |        |
| 05            |           |                        |  |             |            | TiC/TiN (4µm) | CVD  | IWT        | 6122..  |        |
| 06            |           |                        |  |             |            | TiN (4µm)     | Plasma-CVD   | IWT        | 6123..  |        |
| 07            |           |                        | TiN (2µm)  |             |            | PVD           | Gühring  | 6211..     |         |        |
| 08            |           |                        | TiN (4µm)  |             |            | PVD           | Gühring  | 6217..     |         |        |
| 09            |           |                        | TiN (2µm)  |             |            | PVD           | Siemens  | 6214..     |         |        |
| 10            |           |                        | TiN (4µm)  |             |            | PVD           | Siemens  | 6218..     |         |        |
| 11            |           |                        | TiN (2µm)  |             |            | PVD           | MB   | 6213..     |         |        |
| 12            |           |                        | TiN (4µm)  |             |            | PVD           | MB   | 6219..     |         |        |
| 13            |           |                        | TiC/TiN (4µm)  |             |            | CVD           | Dörrenberg   | 6221..     |         |        |
| 14            |           |                        | TiC/TiN (8µm)  |             |            | CVD           | Dörrenberg   | 6225..     |         |        |
| 15            |           |                        | TiC/TiN (4µm)  |             |            | CVD           | IWT  | 6222..     |         |        |
| 16            |           |                        | TiN (2µm)  |             |            | Plasma-CVD    | IWT  | 6226..     |         |        |
| 17            |           |                        | TiN (4µm)  |             |            | Plasma-CVD    | IWT  | 6223..     |         |        |
| 18            |           |                        | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N/Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> |             |            | Salzbad       | Degussa  | 6233..     |         |        |
| 19            |           |                        | TiN (2µm)  |             | PVD        | Gühring       | 6212..   |            |         |        |
| 20            |           |                        | TiN (4µm)  |             | PVD        | Gühring       | 6210..   |            |         |        |
| 21            |           |                        | TiN (2µm)  |             | PVD        | Siemens       | 6215..   |            |         |        |
| 22            |           |                        | TiN (2µm)  |             | PVD        | MB            | 6216..   |            |         |        |
| 23            |           |                        | TiN (4µm)  |             | Plasma-CVD | IWT           | 6224..   |            |         |        |
| 24            |           |                        | TiN (2µm)  |             | PVD        | Gühring       | 6311..   |            |         |        |
| 25            |           |                        | TiC/TiN (4µm)  |             | CVD        | Dörrenberg    | 6321..   |            |         |        |
| 26            |           |                        | TiC/TiN (4µm)  |             | CVD        | IWT           | 6322..   |            |         |        |
| 27            |           |                        | TiN (4µm)  |             | Plasma-CVD | IWT           | 6323..   |            |         |        |
| 28            |           |                        | TiN (2µm)  |             | Plasma-CVD | IWT           | 6326..   |            |         |        |
| 29            |           |                        | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N/Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> |             | Salzbad    | Degussa       | 6333..   |            |         |        |
| 30            |           |                        | 0,5  |             | geläppt    | normal        | TiN (2µm)  | PVD        | Gühring | 6411.. |
| 31            |           |                        | 0,1  |             | poliert    | normal        | TiN (2µm)  | PVD        | Gühring | 6511.. |
| 32            |           |                        |  |             |            |               | TiN (4µm)  | PVD        | Gühring | 6517.. |
| 33            |           |                        |  |             |            |               | TiN (4µm)  | PVD        | Siemens | 6518.. |
| 34            |           |                        |  |             |            |               | TiN (4µm)  | PVD        | MB      | 6519.. |
| 35            |           |                        |  |             |            |               | TiN (4µm)  | Plasma-CVD | IWT     | 6523.. |
| 36            |           |                        |  |             |            |               | Fe <sub>2-3</sub> N/Fe <sub>4</sub> N/Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> | Salzbad    | Degussa | 6533.. |
| 37            |           |                        | TiN (2µm)  |             | PVD        | Gühring       | 6611..   |            |         |        |
| 38            |           |                        | TiN (4µm)  |             | PVD        | Gühring       | 6617..   |            |         |        |
| 39            |           |                        | TiN (4µm)  |             | PVD        | Siemens       | 6618..   |            |         |        |
| 40            |           |                        | TiN (4µm)  |             | PVD        | MB            | 6619..   |            |         |        |
| 41            |           |                        | TiN (4µm)  |             | Plasma-CVD | IWT           | 6623..   |            |         |        |
| 42            |           |                        | 1,0  |             | geschl.    | normal        | TiN (2µm)  | PVD        | Gühring | 7211.. |
| 43            |           |                        | 0,1  |             | poliert    |               | TiN (4µm)  | Plasma-CVD | IWT     | 7223.. |
| 44            |           |                        |  |             |            |               | TiN (2µm)  | PVD        | Gühring | 7511.. |
| 45            |           |                        | TiN (4µm)  |             | Plasma-CVD |               | IWT  | 7523..     |         |        |
| 46            |           |                        | 1,0  |             | geschl.    |               | TiN (2µm)  | PVD        | Gühring | 8211.. |
| 47            |           |                        | CPMT 15  |             | läppge.    |               | TiN (2µm)  | PVD        | Gühring | 8311.. |
| 48            |           |                        |  |             | 0,1        | poliert       | TiN (2µm)  | PVD        | Gühring | 8511.. |

## 4. Charakterisierung der Substratwerkstoffe und deren funktionellen Oberflächen

Nach der Probenherstellung wurden verschiedene Untersuchungen an den Schichtverbundkörpern durchgeführt. Hierzu gehörten stichpunktartige Untersuchungen der Oberflächenkontamination mit Hilfe von Small-Spot-ESCA, detaillierte Rauheitsmessungen und rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen zur Charakterisierung der Oberflächentopographie, Gefüge- und Texturuntersuchungen sowie Eigenspannungsmessungen. Mit Hilfe dieses ausführlichen Untersuchungsprogramms, welches nach der Beschichtung der Schichtverbundkörper teilweise wiederholt wurde, sollten die Substratwerkstoffe eingehend charakterisiert werden und somit eine Beurteilung des Einflusses der fertigungsbedingten Eigenschaften auf das tribologische Verhalten beschichteter Werkzeug- und Bauteilschichtverbundkörper möglich sein.

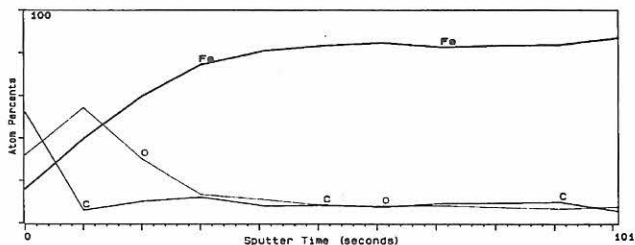
### 4.1 Kontaminationsuntersuchungen

Für eine ausreichend gute Haftung zwischen Verschleißschutzschicht und Substratwerkstoff ist es wichtig, daß möglichst geringe Verunreinigungen im Grenzbereich vorhanden sind. Es dürfen daher nur die üblichen Verunreinigungen (Sauerstoff, Kohlenstoff, Stickstoff u. a.) in den obersten Bereichen der Substrate vorhanden sein, welche sich mit einem möglichst einfachen Reinigungsverfahren beseitigen lassen. Eine tiefergehende Verunreinigung, welche nicht durch Reinigung mit Lösungsmitteln oder Sputterätzen zu entfernen ist, muß vermieden bzw. vor dem Beschichtungsvorgang beseitigt werden.

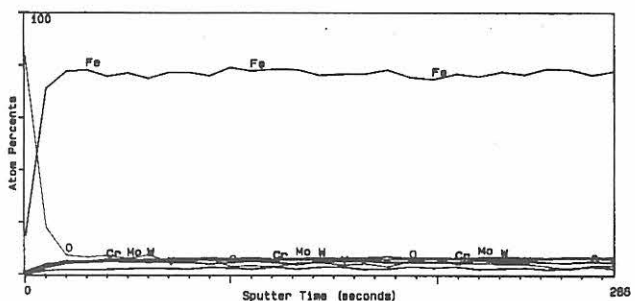
Für die Charakterisierung der Oberflächen bezüglich ihrer Kontamination wurden Proben aus vergütetem bzw. normalisiertem C45 und aus Schnellarbeitsstahl untersucht. Die Oberfläche dieser Schichtverbundkörper wurde mittels Small-Spot-ESCA-Untersuchungen und -Tiefenprofilen charakterisiert. Jeweils drei Proben wurden an drei unterschiedlichen Meßpunkten im Bereich der Planfläche vermessen. Dabei konnten die Elementerverteilung bestimmt und Konzentrationsprofile erstellt werden.

*Bild 4-1a* zeigt das Konzentrationsprofil eines vergüteten C45. Die Sputterrate betrug rund 0,5 nm/sec; auf der Y-Achse ist die Konzentration der einzelnen Elemente aufgetragen. Es zeigt sich, daß nur im obersten Bereich der Oberflächen die zu erwartenden Verunreinigungen wie Sauerstoff und Kohlenstoff zu finden sind. Die Schichtdicke dieser Verunreinigungen liegt unter 5 nm und zum Werkstoffinneren hin fällt die Konzentration dieser Elemente stark ab.

Entsprechend den Untersuchungen an C45-Proben wurde auch die Kontamination an den Oberflächen von Schichtverbundkörpern aus Schnellarbeitsstahl (HSS, S 6-5-2) charakterisiert. *Bild 4-1b* zeigt das dazugehörige Konzentrationsprofil. Verunreinigungen wie Sauerstoff oder Koh-



a) Vergütungsstahl C45 V



b) Schnellarbeitsstahl S 6-5-2

*Bild 4-1 a) und b)*  
Small-Spot-ESCA Konzentrationsprofile verschiedener Stähle

lenstoff sind erneut nur im obersten Oberflächenbereich festzustellen. Die Konzentrationen der Legierungselemente wie Chrom, Molybdän, Wolfram und Vanadium liegen im vorgegebenen Bereich (s. Kap. 3). Mikroseigerungen oder andere Werkstofffehler sind nicht feststellbar.

### 4.2 Rauheitsmessungen am Schichtverbundkörper

An statistisch ausgewählten Proben wurde die Rauheit der Planflächen der Schichtverbundkörper nach DIN 4768 bzw. 4774 bestimmt. Dies erfolgte mit einem Rauheitsmeßgerät des Typs Hommel LV 50 E. Die spezifischen Gerätedaten lauten wie folgt:

|                          |           |
|--------------------------|-----------|
| Meßlänge $l_t$           | 4,8 mm    |
| Cut-Off $l_c$            | 0,8 mm    |
| Meßgeschwindigkeit $v_c$ | 0,5 mm/s  |
| Tastspitzenradius $r_t$  | 5 $\mu$ m |

Um eine Vergleichbarkeit der Rauheitswerte zwischen den beteiligten Verbundpartnern zu gewährleisten, wurde ein Meßprinzip vereinbart, nach dem die Rauheitsmessung einer Probe aus sechs Einzelmeßstrecken bestand und an definierten Orten auf der Probenplanfläche aufgenommen werden sollten (*Bild 4-2*). Die angegebenen Rauhtiefen  $R_{z,D}$

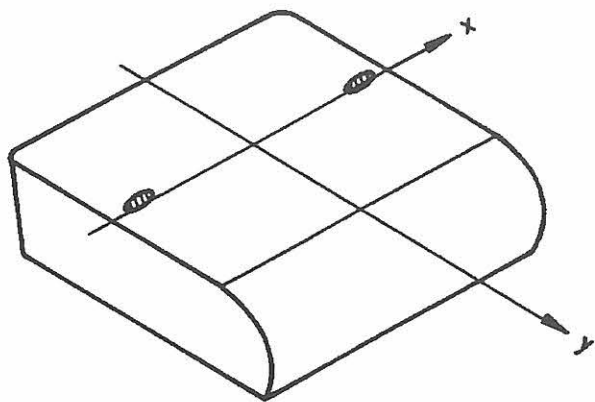


Bild 4-2  
Rauheitsmessungen auf der Planfläche des Schichtverbundkörpers

wurden aus dem arithmetischen Mittel aus fünf aneinandergrenzenden, gleich langen Einzelrauhtiefen gebildet. Um den Meßaufwand in Grenzen zu halten, wurden 3 x 3 Messungen pro Probekörper und Versuchsfläche durchgeführt. Bei deutlichen Abweichungen innerhalb eines Prüfbereiches wurden die Messungen an benachbarter Stelle wiederholt. Die Bauteil-Schichtverbundkörper wurden in der BAM vermessen, die Werkzeug-Schichtverbundkörper bei der Firma Mercedes Benz (MB) und beim IWT Bremen.

#### 4.2.1 Werkzeug-Schichtverbundkörper

An statistisch ausgewählten Proben einzelner Varianten wurden vergleichende Rauheitsmessungen auf der Probenplanfläche durchgeführt. Der ursprünglich geplante Stichprobenumfang von je ein bis zwei Schichtverbundkörpern pro Werkzeugvariante zur Charakterisierung der jeweiligen Rauheitswerte mußte nach eingehender Untersuchung auf alle Schichtverbundkörper erweitert werden. Gründe dafür waren:

- Starke Streuung der Rauheitswerte auf den Funktionsflächen der Schichtverbundkörper aufgrund des Schleifprozesses bei der Herstellung (u.a. Schleifkinematik, Abrichtvorgang der Schleifscheibe, Werkstoffeinfluß).

- Starke Streuung der Rauheitswerte von Probe zu Probe, d. h. kein eindeutig definiertes Rauheitsniveau pro Variante.

Die Ergebnisse sind in der *Tabelle 4-1* dargestellt. Teilweise ergeben sich zwischen den Messungen vom IWT und von MB gewisse Unterschiede in den Rauheitswerten  $R_{z-D}$ . Die Oberflächentopographie der mit „geschliffen rauh“ bezeichneten Schichtverbundkörper unterscheidet sich mit Werten  $R_{z-D} = 2,1 - 2,2 \mu\text{m}$  deutlich von den  $R_{z-D}$ -Werten der mit „geschliffen fein“ bezeichneten Probekörper ( $R_{z-D} = 0,5 - 0,6 \mu\text{m}$ ). Die polierten Oberflächenzustände weisen mit  $R_{z-D} = 0,2 - 0,3 \mu\text{m}$  erwartungsgemäß relativ niedrige Werte auf. Die Rauheitswerte der geläppten Probekörper liegen in der Größenordnung der Rauheitswerte der polierten Proben. Durch einen Strahlprozeß wird die Oberflächentopographie rauher, es ergeben sich relativ hohe  $R_{z-D}$ -Werte zwischen 2,9 und 3,1  $\mu\text{m}$ . Als Grundlage für die Diskussion der Ergebnisse wurden die Rauheitswerte von MB verwandt.

#### 4.2.2 Bauteil-Schichtverbundkörper

Die BAM hatte die Rauheitsmessungen der Schichtverbundkörper für die Bauteilprüfung übernommen. Hierbei sollten vor allem die Rauheitsvorgaben des Planungsrasters für die entsprechenden Probekörper überprüft werden. Des weiteren war die Verteilung der Rauheit der einzelnen Herstellungschargen von Interesse. Da die Rauheit einen maßgeblichen Einfluß auf das Schichtverhalten hat, wurden die für die tribologischen Versuche relevanten Planflächen der Probekörper systematisch und ausführlich untersucht.

Folgende Rauheitswerte wurden ermittelt (DIN 4768/4774):

- gemittelte Rauhtiefe  $R_{z-D}$  [ $\mu\text{m}$ ]
- Mittenrauhwert  $R_a$  [ $\mu\text{m}$ ]
- reduzierte Spitzenhöhe  $R_{PK}$  [ $\mu\text{m}$ ]
- reduzierte Riefentiefe  $R_{VK}$  [ $\mu\text{m}$ ]
- kleinster Materialanteil des Kernprofils  $Mr_1$  [%]
- größter Materialanteil des Kernprofils  $Mr_2$  [%]

Tabelle 4-1  
Rauheitswerte der Planflächen der Werkzeug-Schichtverbundkörper

| Code   | Werkstoff | Bearbeitungs-<br>zustand | $R_{z-D}$ soll<br>Planfläche<br>[ $\mu\text{m}$ ] | $R_{z-D}$ ist<br>Planfläche<br>[ $\mu\text{m}$ ] |
|--------|-----------|--------------------------|---|--|
| 61xy.. | S 6-5-2   | geschliffen rauh         | 2   | 1,7 - 2,1  |
| 62xy.. | S 6-5-2   | geschliffen fein         | 1   | 0,45 - 0,65                                      |
| 63xy.. | S 6-5-2   | gestrahlt                | 1   | 2,9 - 3,2  |
| 64xy.. | S 6-5-2   | geläppt                  | 0,5   | 0,2 - 0,25                                       |
| 65xy.. | S 6-5-2   | poliert                  | 0,1   | 0,2 - 0,3  |
| 72xy.. | S 6-5-3   | geschliffen fein         | 1   | 0,7 - 0,8  |
| 75xy.. | S 6-5-3   | poliert                  | 0,1   | 0,15 - 0,18                                      |
| 82xy.. | CPMT 15   | geschliffen fein         | 1   | 0,8 - 0,9  |
| 83xy.. | CPMT 15   | gestrahlt                | 1   | 3  |
| 85xy.. | CPMT 15   | poliert                  | 0,1   | 0,1 - 0,13                                       |



Tabelle 4-2  
Rauheitswerte der Planflächen  
der Bauteil-Schichtverbundkörper

| Code   | Werkstoff    | Bearbeitungs-<br>zustand | $R_{z-D \text{ soll}}$<br>Planfläche<br>[ $\mu\text{m}$ ] | $R_{z-D \text{ ist}}$<br>Planfläche<br>[ $\mu\text{m}$ ] |
|--------|--------------|--------------------------|---|--|
| 11xy.. | C45V         | geschliffen rauh         | 2   | 1,4 - 3,9  |
| 12xy.. | C45V         | geschliffen fein         | 1   | 1,1 - 3,8  |
| 13xy.. | C45V         | gestrahlt                | 1   | 3,8 - 4,4  |
| 14xy.. | C45V         | geläppt                  | 0,5   | 1,4 - 1,6  |
| 15xy.. | C45V         | poliert                  | 0,1   | 0,08 - 0,1   |
| 21xy.. | C45N         | geschliffen rauh         | 2   | 2 - 2,2  |
| 22xy.. | C45N         | geschliffen fein         | 1   | 3,3 - 3,6  |
| 23xy.. | C45N         | gestrahlt                | 1   | 4,4 - 4,8  |
| 24xy.. | C45N         | geläppt                  | 0,5   | 1,3 - 1,6  |
| 25xy.. | C45N         | poliert                  | 0,1   | 0,12 - 0,14  |
| 34xy.. | 49MnVS3      | geläppt                  | 0,5   | 0,4 - 1,8  |
| 44xy.. | 100Cr6       | geläppt                  | 0,5   | 1,0 - 1,2  |
| 54xy.. | X155CrVMo121 | geläppt                  | 0,5   | 0,8 - 1,0  |

Bei der Erstellung der Rauheitsklassen wurde nur die gemittelte Rauhtiefe  $R_{z-D}$  berücksichtigt. Für die Versuchsauswertung wurden jedoch auch die anderen Rauheitswerte herangezogen. Die entsprechenden Ergebnisse sind in der Tabelle 4-2 zusammengefaßt.

Die Parameter der Rauheitsmessung waren identisch mit denen von Mercedes Benz, so daß Differenzen durch unterschiedliche Meßgeräte oder Meßbedingungen ausgeschlossen werden können. Die Bauteilvarianten der Schichtverbundkörper lagen in fein bzw. grob geschliffenem, geläpptem, läppgestrahltem und poliertem Zustand vor.

Rauh geschliffene Bauteil-Schichtverbundkörper (Variantennummer 1-5 und 25, s. Tab. 3-5) sollten laut Planungsrafter mit einer Rauheit von  $R_{z-D} = 2 \mu\text{m}$  gefertigt werden. Bei den Untersuchungen wurde festgestellt, daß rund 30 % der Proben eine sehr hohe Rauheit von  $R_{z-D} = 3,5 - 4 \mu\text{m}$  besitzen. Der Durchschnitt aller 125 untersuchten C45-Bauteil-Schichtverbundkörper mit rauh geschliffenen Oberflächen liegt bei rund  $2,5 \mu\text{m}$  /7/. Nur 30 % aller untersuchten Proben liegen im optimalen Bereich von  $1,5 - 2,5 \mu\text{m}$ . Die Schwankungen der jeweils 9 Meßwerte pro Probekörper sind gering. Die unterschiedliche Rauheitsverteilung wurde daher bei der Modellverschleißprüfung der Variante "geschliffen rauh" (11xy) berücksichtigt, d. h., es wurden sowohl Probekörper mit einer Rauheit  $R_{z-D}$  von  $1,5 - 2,5 \mu\text{m}$  als auch Proben mit einer Rauheit  $R_{z-D}$  von über  $2,5 \mu\text{m}$  systematisch untersucht und die unterschiedlichen Rauheiten bei der Versuchsauswertung getrennt betrachtet.

Die C45V-Varianten mit fein geschliffenen Oberflächen sollten mit einer geringeren Rauheit ( $R_{z-D} = 1 \mu\text{m}$ ) hergestellt werden. Rund 50 % aller Werte liegen im günstigen Bereich von  $0,7 - 1,3 \mu\text{m}$ . Andererseits gibt es auch einen relativ hohen Anteil an Proben, deren Rauheitswerte zu gering ( $R_{z-D} < 0,4 \mu\text{m}$ ) oder zu hoch ( $R_{z-D} > 2 \mu\text{m}$ ) sind. Bei der späteren Modellverschleißprüfung wurden daher die unterschiedlichen Rauheiten der Probekörper innerhalb einer Variante genau berücksichtigt. So war es letztendlich möglich, an geschliffenen Proben aus C45V den großen  $R_{z-D}$ -Bereich von  $0,3$  bis  $4 \mu\text{m}$  zu untersuchen.

Die große Spanne der Rauheitswerte für geschliffene Bauteil-Schichtverbundkörper war zwar ursprünglich nicht geplant, ermöglichte es aber, einen noch größeren Rauheitsbereich zu prüfen und die Auswirkungen auf das tribologische Verhalten im beschichteten Zustand zu charakterisieren.

Aufgrund der entsprechenden apparativen Ausstattung und zur Beschleunigung des Projektablaufs wurden die Proben in geschliffenem Zustand gefertigt und in der BAM im Bereich der Planfläche geläppt. Die ursprüngliche Rauheitsvorgabe von  $R_{z-D} = 0,5 \mu\text{m}$  konnte nicht erreicht werden. Die zu realisierenden Rauheitswerte lagen für  $R_{z-D}$  bei  $1 - 1,6 \mu\text{m}$ . Dabei kann eine deutliche Abhängigkeit der Rauheit von der Substrathärte festgestellt werden. Für normalisierte und vergütete C45-Stähle, deren Härte bei  $220 - 240 \text{HV}_{10}$  liegt, betragen die  $R_{z-D}$ -Werte durchschnittlich rund  $1,5 \mu\text{m}$ . Entsprechendes gilt für die weichen 49MnVS3-Stähle ( $250 - 270 \text{HV}_{10}$ ), deren geläppte Oberfläche im Durchschnitt bei  $R_{z-D} = 1,6 \mu\text{m}$  liegt. Mit sehr viel härteren Substraten, wie 100Cr6 und X155CrVMo 121, konnten mit identischen Läppparametern geringere Rauheiten von  $R_{z-D} = 0,4 - 0,6 \mu\text{m}$  erreicht werden. Die Standardfehlerabweichung innerhalb einer Meßreihe war durchgehend sehr gering und lag unter 10 %.

Im Rahmen der Modelluntersuchungen wurden drei Schichten auf läppgestrahlten C45V- und eine auf läppgestrahlten C45N-Substraten aufgebracht. Die ursprüngliche Soll-Rauheit von  $R_{z-D} = 1 \mu\text{m}$  konnte bei weitem nicht erreicht werden. Die durchschnittliche Rauheit lag letztendlich bei rund  $R_{z-D} = 4 \mu\text{m}$  für die vergüteten und  $R_{z-D} = 4,6 \mu\text{m}$  für die normalisierten C45 Varianten. Auch hierbei war die resultierende Rauheit für die weicheren Substrate etwas höher als für die härteren.

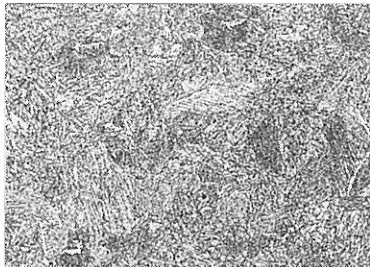
Das Polieren einige Schichtverbundkörper-Varianten wurde ebenfalls in der BAM durchgeführt, wobei die geforderte Soll-Rauheit von  $R_{z-D} = 0,1 \mu\text{m}$  durchgehend erreicht wurde. Die Streuung der Ergebnisse innerhalb der Meßreihe war gleichzeitig sehr gering. Die resultierenden Rauheitswerte lagen vornehmlich bei  $R_{z-D} = 0,05 - 0,15 \mu\text{m}$ .

### 4.3 Gefügeuntersuchungen und Härtemessungen

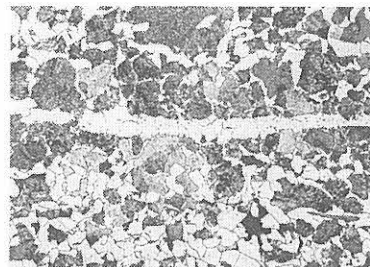
Von jedem für die Schichtverbundkörper verwendeten Werkstoff wurde eine Stichprobe bezüglich Härte und Gefügestand zur Kontrolle untersucht. Die Ergebnisse der Härtemessungen sind in der *Tabelle 4-3* dokumentiert. Der vergütete Zustand der Bauteil-Schichtverbundkörper aus C45 entspricht nicht dem erreichbaren bzw. gebräuchlichen Härtegrad, das Gefüge enthält teilweise neben Martensit auch Bainit und Perlit (*Bild 4-3*), die Härte unterscheidet sich nur wenig vom normalgeglühten Zustand. Auch die Härte der Bauteil-Schichtverbundkörper aus den Stählen 100Cr6 und X155CrVMo121 ist niedriger als üblicherweise zu erwarten ist. Im Hinblick auf die Zielsetzung des Vorhabens ist dies jedoch nur von untergeordneter Bedeutung, so daß die Proben nicht einer nochmaligen Wärmebehandlung unterzogen wurden. Bei den übrigen Varianten entspricht das Ergebnis den Vorgaben. Die Gefüge der untersuchten Stähle sind in den *Bildern 4-3 bis 4-10* dargestellt.

*Tabelle 4-3*  
Härte und Gefüge der Schichtverbundkörper vor der Beschichtung

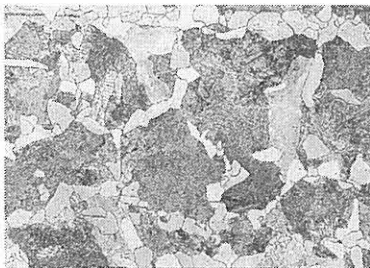
| Stahl        | Härte (Mittelwerte)  | Gefügestand   |
|--------------|----------------------|---|
| C45V         | 238 HV10             | angelassener Martensit, Bainit, Perlit                  |
| C45N         | 221 HV10             | Ferrit und lamellarer Perlit                            |
| 49MnVS3      | 257 HV10             | Ferrit und lamellarer Perlit                            |
| 100Cr6       | 770 HV10<br>58 HRC   | angelassener Martensit und Carbide, unterhärtet, zellig |
| X155CrVMo121 | 590 HV10<br>50,5 HRC | angelassener Martensit und Carbide, zellig              |
| S 6-5-2      | 930 HV10<br>64 HRC   | angelassener Martensit und Carbide, zellig              |
| S 6-5-3      | 945 HV10<br>65 HRC   | angelassener Martensit und Carbide                      |
| CPMT 15      | 980 HV10<br>66 HRC   | angelassener Martensit und Carbide                      |



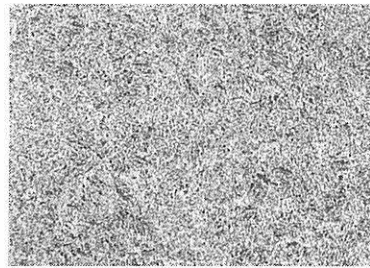
*Bild 4-3*  
C45 vergütet



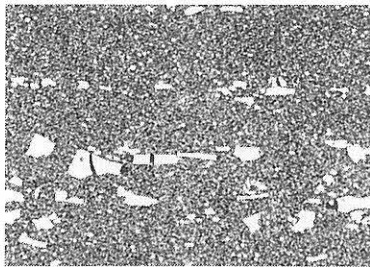
*Bild 4-4*  
C45 normalisiert



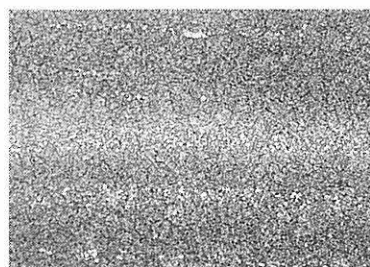
*Bild 4-5*  
MnVS3



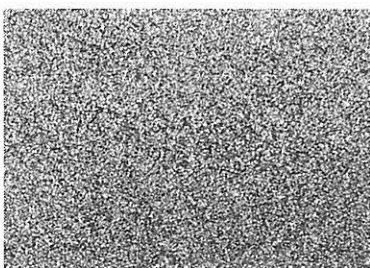
*Bild 4-6*  
100Cr6



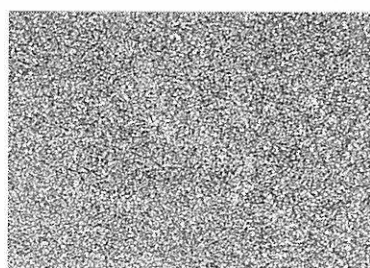
*Bild 4-7*  
X155CrVMo121



*Bild 4-8*  
S 6-5-2



*Bild 4-9*  
S 6-5-3



*Bild 4-10*  
CPMT 15

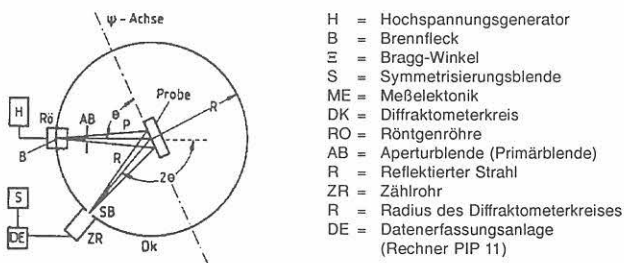
*Bild 4-3 bis 4-10*  
Gefüge der untersuchten Schichtverbundkörper

## 4.4 Eigenspannungsuntersuchungen

### 4.4.1 Werkzeug-Schichtverbundkörper

Röntgenographische Eigenspannungsmessungen wurden mit einem Psi-Diffraktometer mit vanadiumgefilterter Cr-K $\alpha$ -Strahlung ( $\lambda$  K $\alpha_{1,2}$  = 0,2291 nm) bzw. nickelgefilterter Cu- $\alpha$ -Strahlung ( $\lambda$  K $\alpha_{1,2}$  = 0,1542 nm) durchgeführt. Der prinzipielle Aufbau der Meßeinrichtung ist in *Bild 4-11* dargestellt, wobei bei allen Messungen eine Aperturblende von 3 mm und eine Symmetrisierungsblende von 1,5 mm verwendet wurde. Zur Auswertung der Meßergebnisse wurde die Maximalintensität bestimmt, wobei der Untergrund davon subtrahiert wurde. Als Linienlagen wurden die Schwerpunkte bzw. die Maximalwerte einer Ausgleichsparabel 4. Ordnung errechnet. Daraus wurden nach dem  $\sin^2\psi$ -Verfahren die Eigenspannungen mit den in der *Tabelle 4-4* angegebenen Werkstoffkonstanten berechnet. Das Verfahren setzt ein elastisches isotropes Werkstoffverhalten mit dem Elastizitätsmodul E und der Querkontraktionszahl  $\nu$  voraus. Mit dem Vorliegen eines ebenen Spannungszustandes gilt dann folgender Zusammenhang zwischen der Dehnungskomponente  $\epsilon_{\varphi\psi}$  und der Spannungs-komponente  $\sigma_{\varphi}$ .

$$\epsilon_{\varphi\psi} = \frac{1 + \nu}{E} \cdot \sigma_{\varphi} \cdot \sin^2\psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2).$$



*Bild 4-11*  
Diffraktometer für die röntgenographische Eigenspannungsbestimmung

Die geschliffenen Proben wurden längs- (x-Richtung) und quer (y-Richtung) zur Schleifrichtung vermessen. Bei allen anderen Fertigungsvarianten konnte von einem rotationssymmetrischen Eigenspannungszustand ausgegangen werden, so daß eine Messung in einer Richtung ausreichte, um den Oberflächeneigenspannungszustand komplett zu charakterisieren.

Zur Charakterisierung des Eigenspannungszustandes der Substrate wurden neben der Eigenspannungsmessung in der Substratoberfläche Eigenspannungstiefenprofile aufgenommen. Dies erfolgte durch schichtweises Abtragen mittels

*Tabelle 4-4*  
Meßparameter und Elastizitätskonstanten bei der röntgenographischen Eigenspannungsbestimmung von  $\alpha$ -Ferrit [8].

| Werkstoff    | Netzebene {hkl} | 2 Q [Grad] | E-Modul [MPa] | Querkontraktion | 1/2 s <sub>2</sub> [10 <sup>-6</sup> MPa <sup>-1</sup> ] | Strahlung |
|--------------|-----------------|------------|---------------|-----------------|--|-----------|
| $\alpha$ -Fe | {211}           | 156,39     | 210000        | 0,28            | 6,095  | Cr        |
|              | {310}           | 116,533    | 218580        | 0,4             | 7,34   | Cu        |

Sputtern und durch die röntgenographische Aufnahme des Eigenspannungszustandes im jeweiligen Abtragschritt. Der Einfluß des Abtragens auf den vorliegenden Eigenspannungszustand ist vernachlässigbar gering.

Bei der röntgenographischen Eigenspannungsbestimmung ist zu beachten, daß röntgenographisch ermittelte Meßwerte absorptionsgewichtete Mittelwerte über die Eindringtiefe der Röntgenstrahlung darstellen. Liegen Eigenspannungsgradienten im durchstrahlten Probenvolumen vor, dann unterscheiden sich die gemessenen Werte von den „wahren“ Eigenspannungswerten. Die ermittelten Meßwerte im Oberflächenrandbereich sind bezüglich der Messung mit Cu-Strahlung deutlich höher als die mit Cr-Strahlung erhaltenen Meßwerte, da die Eindringtiefe der Cu-Strahlung in den Eisenwerkstoff deutlich geringer ist, als die der Cr-Strahlung und die fertigungsbedingten Eigenspannungen selbst nur wenige Mikrometer tief mit dem Abstand zum Werkstoffrand vorliegen.

Die Eigenspannungen der geschliffenen und gestrahlten Werkzeug-Substrate wurden mit Cr-K $\alpha$ -Strahlung an der {211}-Interferenzlinie des Ferrits bestimmt. Wegen der geringen Tiefenwirkung des Polierens, Läppens und Erodiertens wurden die Eigenspannungen der so bearbeiteten Proben vorwiegend mit Cu-K $\alpha$ -Strahlung analysiert.

Im Vergleich zur Cr-K $\alpha$ -Strahlung (4,9  $\mu$ m Eindringtiefe bei  $\sin^2\psi = 0,3$  für die {211}-Netzebene des Ferrits) dringt die Cu-Strahlung in den Substratwerkstoff Eisen mit 1,4  $\mu$ m bei  $\sin^2\psi = 0,3$  für die {310}-Netzebene des Ferrits deutlich weniger tief ein. Bei den einzelnen Eigenspannungsbestimmungen erfolgten die Gitterdehnungsbestimmungen im Falle der Messungen mit Cr-K $\alpha$ -Strahlung in den Richtungen  $\psi = 0^\circ, \pm 10^\circ, \pm 15^\circ, \pm 40^\circ, \pm 42^\circ$  und  $\pm 45^\circ$  und im Falle der Messungen mit Cu-K $\alpha$ -Strahlung in der Regel in den Richtungen  $\psi = 0^\circ, \pm 7^\circ, \pm 10^\circ, \pm 20^\circ, \pm 30^\circ, \pm 35^\circ, \pm 42^\circ, \pm 45^\circ, \pm 50^\circ, \pm 60^\circ$  und  $\pm 70^\circ$ . Die Interferenzlinien wurden im Falle der Werkzeugproben in Schrittweiten von 0,1° (Cu-Strahlung: 0,2°) bei einer Zählzeit von 10 s (15s) und im Falle der Bauteilproben in Schrittweiten von 0,05° (Cu-Strahlung: 0,02°) bei einer Zählzeit von 6 s (6 s) aufgenommen. Bezüglich der Substrate lag die Meßgenauigkeit der mit Cr-Strahlung durchgeführten Eigenspannungsmessungen bei durchschnittlich  $\pm 20$  MPa, während, wegen des hervorgerufenen Fluoreszenzeffektes im Eisen, die Meßgenauigkeit der mit Cu-Strahlung durchgeführten Messungen von  $\pm 100$  MPa deutlich schlechter war.

Die aufgenommenen Eigenspannungswerte der Substratoberflächen der Werkzeugproben sowie die zugehörigen Halbwertsbreiten der Interferenzlinien sind in der *Tabelle 4-5* dargestellt. Aus einer Gruppe gleicher Substratvarianten



Tabelle 4-5

Eigenstressmessergebnisse der Werkzeugsubstrate an der Oberfläche. Der Eigenstresswert der Variante 30 wurde durch die Schicht hindurch bestimmt. Mit „\*“ gekennzeichnete Varianten besitzen rotationssymmetrische Eigenstresszustände.

| Var. | Code   | Werkstoff | Bearbeitungszustand | $s_{ES,y}$ [MPa] | $s_{ES,x}$ [MPa] | HWB [Grad] | verwendete Strahlung |
|------|--------|-----------|---------------------|------------------|------------------|------------|----------------------|
| 05   | 6122.. | S 6-5-2   | geschliffen rau     | - 802            | - 469            | 6,1        | Cr                   |
| 15   | 6222.. | S 6-5-2   | geschliffen fein    | - 1264           | - 880            | 6,0        | Cr                   |
| 26   | 6322.. | S 6-5-2   | gestrahlt           | - 1288           | *                | 5,9        | Cr                   |
| 30   | 6411   | S 6-5-2   | geläpft             | - 275            | *                | 6,1        | Cr                   |
| 35   | 6523.. | S 6-5-2   | poliert             | - 89             | *                | 2,7        | Cu                   |
| 41   | 6623.. | S 6-5-2   | erodiert            | + 639            | *                | 2,9        | Cr                   |
| 43   | 7223.. | S 6-5-3   | geschliffen fein    | - 1297           | - 933            | 6,5        | Cr                   |
| 45   | 7523.. | S 6-5-3   | poliert             | - 82             | *                | 2,9        | Cu                   |

wurde stellvertretend eine Variante für die Oberflächencharakterisierung statistisch ausgewählt.

Die geschliffenen Werkzeug-Proben wurden längs ( $\sigma_{ES,x}$ ) und quer ( $\sigma_{ES,y}$ ) zur Schleifrichtung vermessen. Bei allen anderen Fertigungsverfahren konnte von einem rotationssymmetrischen Eigenstresszustand ausgegangen werden, so daß eine Messung in einer Richtung ( $\sigma_{ES,y}$ ) ausreichte, um den Oberflächeneigenstresszustand ausreichend zu charakterisieren. Die geschliffenen Varianten weisen Druckeigenstressungen auf, wobei im vorliegenden Fall der vergüteten Schnellarbeitsstähle zwischen den Proben Unterschiede von im Mittel 360 MPa vorliegen. Dabei unterscheidet sich die geschliffene Variante des S 6-5-2 nicht von der geschliffenen höher legierten Variante des Werkzeugstahls S 6-5-3 PM. Die beiden Schleifzustände „geschliffen rau“ und „geschliffen fein“ weisen grundsätzlich für die feingeschliffenen Werkstoffzustände höhere Druckeigenstressungen an der Oberfläche auf. Hohe Druckeigenstressungen von mehr als -1200 MPa ergeben sich für kugelgestrahlte Oberflächenzustände. Dabei treten kaum Unterschiede zwischen den Eigenstressungsbeträgen quer zur Schleifrichtung und den strahlbedingten Eigenstressungsbeträgen auf. Die polierten Schichtverbundkörper weisen nur geringe Oberflächen-druckeigenstressungen von -80 MPa auf. Hier ist die Durchführung der Messung mit Kupferstrahlung zu berücksichtigen, da diese auch steile Gradienten der Eigenstressungen zur Oberfläche erfassen kann. Für die polierten Proben der Schnellarbeitsstähle lagen jedoch entsprechend der in Tabelle 4-5 wiedergegebenen Resultate keine Gradienten der Eigenstressungen vor. Die erodierten Schichtverbundkörper weisen hohe Zugeigenstressungen auf. Hier liegen zusätzlich hohe Gradienten der Eigenstressungen zur Oberfläche hin (Bericht IWT Bremen)

Die Eigenstresszustände unter der Oberfläche sind für verschiedene Fertigungsverfahren der Werkstoffe S 6-5-2 und S 6-5-3 PM in den Bildern 4-12 bis 4-16 dargestellt. Auch für die Tiefenverteilungen der Eigenstressungen wurden jeweils die Längs- und Quereigenstressungen der geschliffenen Schichtverbundkörper vermessen, während für die anderen Bearbeitungszustände nur eine Komponente des, an den neu geschaffenen Oberflächen wirksamen, zweiachsigen Spannungszustandes vermessen wurde. Für die geschliffenen und gestrahlten Bearbeitungszustände fallen die Eigenstressungen von ihren in Tabelle 4-5 wiedergegebenen Beträgen mit starken Gradienten zu steigendem Randabstand ab. Für Randabstände größer 10 µm bei den

geschliffenen und für größer 30 µm bei den gestrahlten Varianten wird der wärmebehandlungsbedingte Zustand erreicht. Wie die Bilder 4-12 und 4-16 zeigen, ist an den polierten Substraten mit den durchgeführten röntgenographischen Eigenstressmessungen im Bereich der Probenoberflächen keine Beeinflussung durch das Polieren nachweisbar.

Auch mit zunehmendem Randabstand bleibt der eigenstressfreie Zustand erhalten. Die beschriebenen Eigenstresszustände der feingeschliffenen und polierten Probenkörper liegen unabhängig vom verwendeten Schnellarbeitsstahl im Werkstoff S 6-5-2 und auch im höher legierten Werkstoff S 6-5-3 PM vor. Die nach der Beschichtung und dem Abtragen der Schicht im Substrat aufgenommenen Eigenstressungswerte einer geläpften Probe sind in Abhängigkeit vom Randabstand in Bild 4-13 dargestellt. Es liegt ausgehend von dem in Tabelle 4-5 genannten Oberflächenwert eine Spannungsabnahme mit steilem Gradienten vor, so daß der wärmebehandlungsbedingte eigenstressfreie Zustand im Abstand von 3 bis 4 µm zur Oberfläche vorliegt. Die erodierten Proben der Varianten 37 bis 41 weisen, wie bereits beschrieben wurde, Zugeigenstressungen in ihren Oberflächen auf. Mit zunehmendem Abstand zur Oberfläche erfolgt eine rasche Eigenstressabnahme, so daß bereits in einer Tiefe von 2 µm ein eigenstressarmer Zustand vorliegt. Die Halbwertsbreite der Interferenzlinie ist die Bezeichnung für die nach Abzug des Untergrundes vorliegende Breite der Interferenzlinie in halber Höhe ihrer Maximalintensität. Sie wird bestimmt durch die im Werkstoff vorliegenden Mikro-eigenstressungen und ist damit ein Maß für inhomogene Verspannungen des Kristallgitters. Im Falle der geschliffenen Werkzeugsubstrate des Werkstoffes S 6-5-2 liegen in der Oberfläche geringere Halbwertsbreiten der Interferenzlinien der {211}-Netzebenen vor als im rein wärmebehandelten Werkstoff S 6-5-2. Die Differenz der Halbwertsbreiten zwischen dem durch das Schleifen beeinflussten und dem unbeeinflussten Werkstoffbereich beträgt bei der grobgeschliffenen Probe 1 Grad und bei der feingeschliffenen Probe etwa 0,5. Mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche nehmen die Halbwertsbreitenwerte deutlich zu. Zwischen den Halbwertsbreiten, die in bzw. quer zur Schleifrichtung aufgenommen wurden, konnten geringe Unterschiede von etwa 0,1 Grad festgestellt werden. Entsprechend den Eigenstressungstiefenverläufen liegen in beiden Fällen in etwa 10 bis 15 µm Tiefe die Halbwertsbreiten der unbeeinflussten Interferenzlinien des vergüteten Werkstoffes von 6,3 Grad vor.



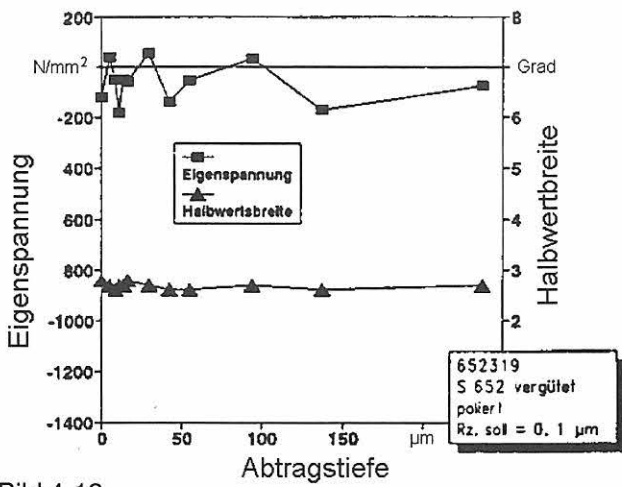


Bild 4-12

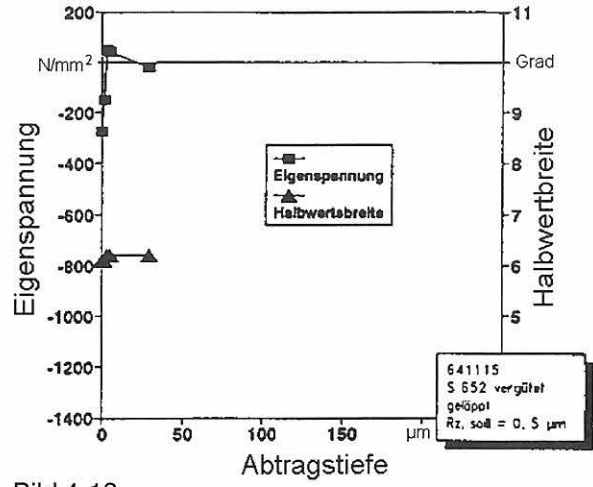


Bild 4-13

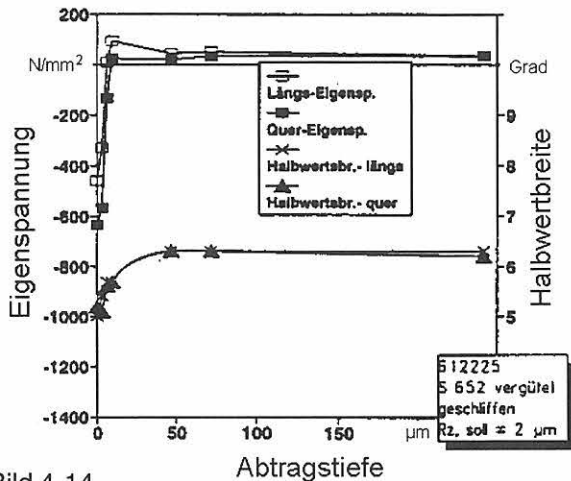


Bild 4-14

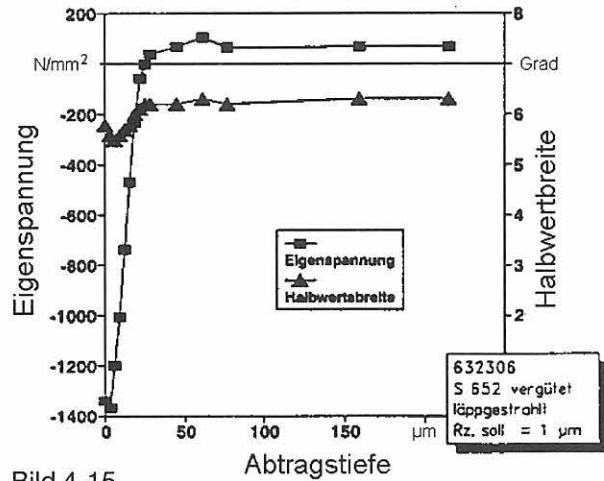


Bild 4-15

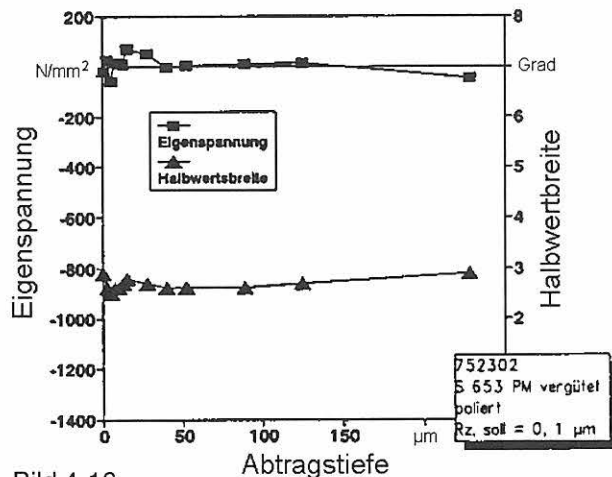


Bild 4-16

Bild 4-12 bis 4-16

Eigenstressen und Eigenstressstiefenverläufe von Schichtverbundkörpern aus verschiedenen Werkzeugstählen

Der S 6-5-3 PM im vergüteten Zustand hat ebenfalls eine Halbwertsbreite von 6,3 Grad. Die Fertigungsvarianten der gestrahlten Werkzeugproben zeigen genauso wie die geschliffenen Proben geringere Halbwertsbreiten im beeinflussten Oberflächenbereich als im unbeeinflussten Werkstoff. Im Tiefenverlauf, bis etwa 30 µm Abstand zur Oberfläche, nimmt der Wert der Halbwertsbreite von etwa 5,5 Grad in der Werkstoffrandzone bis auf 6,3 Grad im unbeeinflussten vergüteten Werkstoffzustand zu (Bild 4-15).

Bei den polierten Proben wurde mit Cu-Strahlung eine deutlich geringere Halbwertsbreite der Interferenzlinien der {310}-Netzebenen aufgenommen als bei den mit Cr-Strahlung aufgenommenen Interferenzlinien der {211}-Netzebenen der anderen Fertigungsvarianten. Einen Einfluß des Polierens auf die Interferenzlinienbreite konnte weder bei dem Werkstoff S 6-5-2 noch bei dem höher legierten Werkstoff S 6-5-3 PM festgestellt werden (Bilder 4-12 und 4-16). Im geläppten Werkstoffzustand liegt in der Oberfläche eine

um etwa 0,3 Grad geringere Halbwertsbreite der {211}-Interferenzen vor als in einer Tiefe von etwa 3 µm, wo bereits keine Beeinflussung des Lappens auf den Werkstoff vorliegt. Im Gegensatz zu allen anderen Fertigungsverfahren liegen im erodierten Werkstoffrandbereich geringfügig höhere Halbwertsbreiten vor als im nichtbeeinflussten Werkstoff. Bereits im Abstand von etwa 1 µm zur Oberfläche ist der Erodierereinfluß in der Halbwertsbreite der Interferenzlinien der {310}-Netzebenen (Cu-Strahlung) nicht mehr zu erkennen.

#### 4.4.2 Bauteil-Schichtverbundkörper

Die ermittelten Eigenspannungswerte der Bauteil-Substratoberflächen sowie die Halbwertsbreiten der für die Eigenspannungsbestimmung herangezogenen Interferenzlinien der {211}-Netzebenen bei den mit Cr-Strahlung durchgeführten Messungen und der Halbwertsbreiten der Interferenzen der {310}-Netzebenen bei den mit Cu-Strahlung durchgeführten Eigenspannungsmessungen sind in der *Tabelle 4-6* wiedergegeben.

Die geschliffenen Proben weisen quer zur Schleifrichtung Druckeigenspannungen von -222 MPa bis -266 MPa auf. In Schleifrichtung wurden um durchschnittlich 200 MPa kleinere Eigenspannungswerte aufgenommen als quer zur Schleifrichtung. Variante 05 weist geringe Zugeigenspannungen in Schleifrichtung auf. Alle anderen geschliffenen Varianten besitzen in entsprechender Richtung geringe Druckeigenspannungen. In Schleifrichtung liegt, aus den im Rahmen der Beschreibung des Eigenspannungszustandes an der Oberfläche erläuterten Gründen, eine y-Aufspaltung vor. Die Gefügestände des vergüteten bzw. normalisierten Werkstoffes C 45 hatten im Falle der geschliffenen Proben keine Auswirkung auf den Eigenspannungszustand in der Substratoberfläche. Dagegen besitzt der vergütete Werkstoff C 45 nach der Strahlbehandlung um 150 MPa höhere Druckeigenspannungen als der entsprechend behandelte normalisierte Werkstoff C 45 mit Druckeigenspannungen von -457 MPa in der Oberfläche. Die geläppten Probenoberflächen weisen Druckeigenspannungen von -481 MPa bis -682 MPa auf. Dabei besitzt der

Werkstoff im vergüteten Zustand deutlich höhere Druckeigenspannungswerte in der geläppten Oberfläche als der Werkstoff im normalisierten Zustand.

Die Werkstoffhärte besitzt keinen direkten Einfluß auf den beim Lappen sich einstellenden Eigenspannungszustand. So besitzt der weichere Werkstoff 49MnVS3 in der geläppten Oberflächenrandzone Eigenspannungswerte der gleichen Größenordnung von durchschnittlich -530 MPa wie der Werkstoff X155CrVMo121 mit deutlich höherer Härte. Die Wärmebehandlungszustände des Werkstoffes C45, vergütet und normalisiert, haben nur einen geringen Einfluß auf den, sich beim Polieren einstellenden Eigenspannungszustand. Im Falle des vergüteten Werkstoffes liegen in der Oberflächenrandzone geringfügig höhere Druckeigenspannungen von -492 MPa vor als im normalisierten Werkstoff, bei dem sich Druckeigenspannungen von -429 MPa ergeben haben.

An jeweils einer statistisch ausgewählten Probe einer Variante wurde ein Eigenspannungstiefenprofil aufgenommen. Bezüglich des vergüteten und normalgeglühten Werkstoffes aus C 45 sind die Eigenspannungstiefenprofile in den *Bildern 4-17 bis 4-21* dargestellt. Auch für die Aufnahme der Tiefenverteilungen der Eigenspannungen der geschliffenen Bauteilproben wurde jeweils in und quer zur Schleifrichtung gemessen. Aus den bekannten Gründen reichte bei allen anderen Bearbeitungsvarianten die Aufnahme einer Eigenspannungskomponente aus, um den zweiachsigen Spannungszustand in der jeweiligen Tiefe zu bestimmen. Sowohl für die verschiedenen Wärmebehandlungszustände des C45 als auch für die beiden Oberflächenfertigungsverfahren „geschliffen rau“ und „geschliffen fein“ haben sich verschiedene Eigenspannungstiefenprofile eingestellt.

Das quer zur Schleifrichtung aufgenommene Druckeigenspannungsmaximum von -222 MPa befindet sich in der Oberflächenrandzone des grobgeschliffenen Werkstoffes aus C45V (Bild 4-17). Mit der Tiefe nehmen die Druckeigenspannungen zunächst deutlich ab. In einem Tiefenbereich > 10 µm Abstand zur Oberfläche nehmen die Eigenspannungen nur noch geringfügig ab. Geringe Druckeigenspannungen von -20 MPa wurden noch in 200 µm Tiefe

*Tabelle 4-6  
Eigenspannungsmessergebnisse der Bauteilsubstrate.  
Mit „\*“ gekennzeichnete Varianten besitzen rotationssymmetrische Eigenspannungszustände*

| Var. | Code   | Werkstoff      | Bearbeitungszustand | $\sigma_{ES,y}$ [MPa] | $\sigma_{ES,x}$ [MPa] | HWB [Grad] | verwendete Strahlung |
|------|--------|----------------|---------------------|-----------------------|-----------------------|------------|----------------------|
| 05   | 1124.. | C 45 V         | geschliffen         | - 222                 | ± 36                  | 2,6        | Cr                   |
| 07   | 1323.. | C 45 V         | gestrahlt           | - 606                 | *                     | 3,2        | Cr                   |
| 15   | 1223.. | C 45 V         | geschliffen         | - 266                 | - 39                  | 2,6        | Cr                   |
| 17   | 1423.. | C 45 V         | geläppt             | - 613                 | *                     | 1,4        | Cu                   |
| 23   | 1523.. | C 45 V         | poliert             | - 492                 | *                     | 1,0        | Cu                   |
| 25   | 2122.. | C 45 N         | geschliffen         | - 225                 | - 19                  | 2,2        | Cr                   |
| 26   | 2322.. | C 45 N         | gestrahlt           | - 457                 | *                     | 2,3        | Cr                   |
| 27   | 2222.. | C 45 N         | geschliffen         | - 266                 | - 100                 | 2,1        | Cr                   |
| 30   | 2423.. | C 45 N         | geläppt             | - 481                 | *                     | 1,2        | Cu                   |
| 33   | 2522.. | C 45 N         | poliert             | - 429                 | *                     | 1,0        | Cu                   |
| 35   | 3422.. | 49 MnVS 3      | geläppt             | - 522                 | *                     | 1,2        | Cu                   |
| 42   | 4423.. | 100 Cr 6       | geläppt             | - 682                 | *                     | 2,4        | Cu                   |
| 45   | 5422.. | X 155 CrVMo121 | geläppt             | - 532                 | *                     | 2,0        | Cu                   |

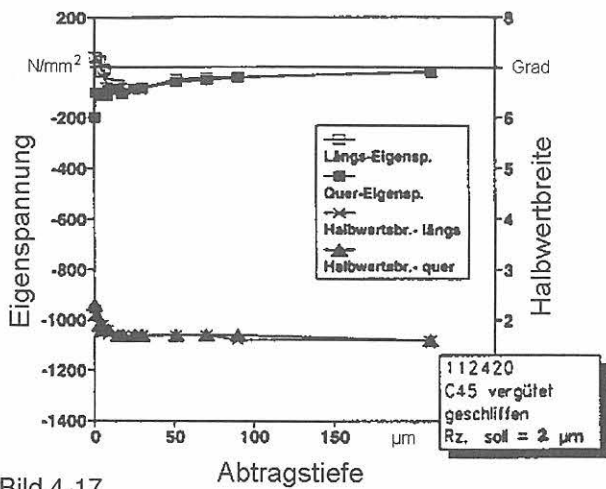


Bild 4-17

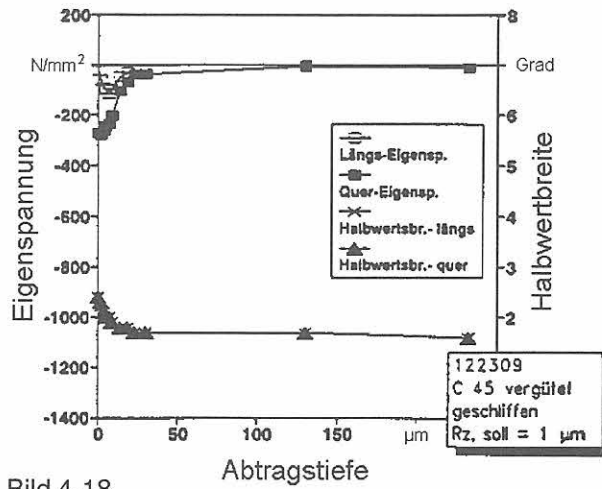


Bild 4-18

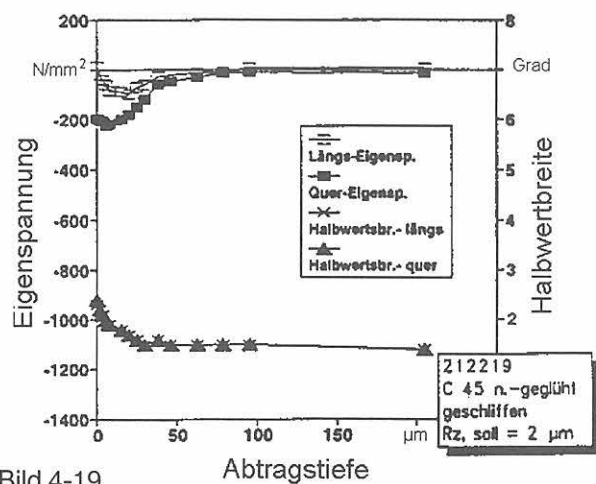


Bild 4-19

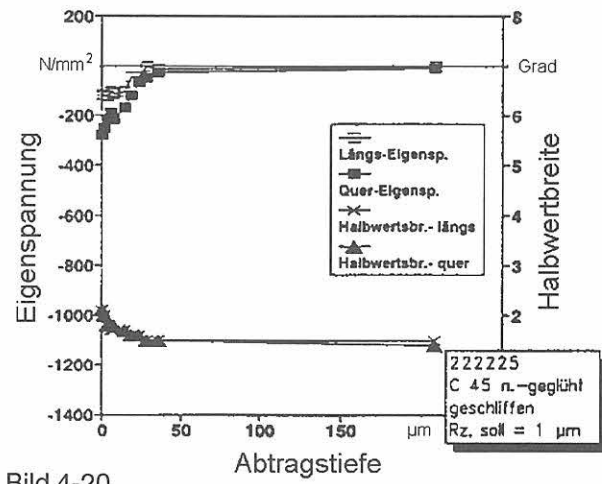


Bild 4-20

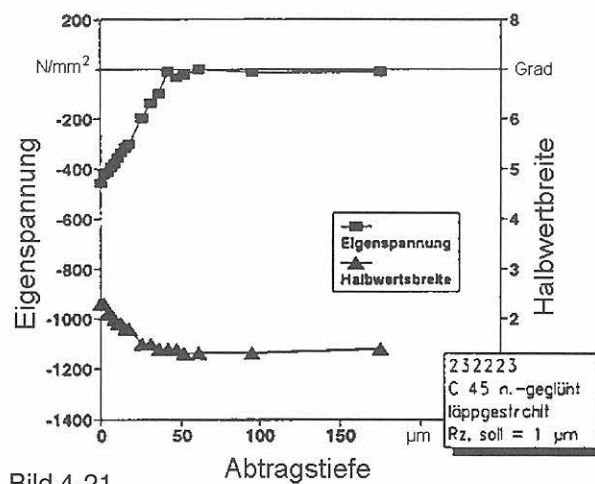


Bild 4-21

Bild 4-17 bis 4-21

Eigenstressungen und Eigenstressungstiefenverläufe von Schichtverbundkörpern aus vergütetem und normalisiertem C45

aufgenommen. Der Eigenstresszustand in Schleifrichtung dagegen zeichnet sich durch geringe Zugeigenstressungen in der Oberflächenrandzone aus. Mit zunehmendem Abstand zur Oberfläche nehmen diese deutlich ab. In etwa 5 µm Tiefe liegt in Schleifrichtung ein nahezu eigenstressungsfreier Zustand vor. Im weiteren Tiefenverlauf treten zunehmend Druckeigenstressungen auf, bis in einer Tiefe von etwa 25 µm ein Druckeigenstressungs-

maximum von -88 MPa vorliegt. Hier treten keine Differenzen mehr zwischen den Druckeigenstressungswerten in und quer zur Schleifrichtung auf. Auch im weiteren Tiefenverlauf liegen keine Unterschiede der Spannungs-komponenten bezüglich der Schleifrichtungen mehr vor. Die Eigenstressungsänderung mit der Tiefe des feingeschliffenen Werkstoffes C45V ist in Bild 4-19 dargestellt. Quer zur Schleifrichtung liegen im Oberflächenrandbereich

maximale Druckeigenspannungen von etwa -270 MPa vor. Mit der Tiefenzunahme erfolgt eine deutliche Druckeigenspannungsabnahme bis in 23  $\mu\text{m}$  Tiefe ein nahezu eigenspannungsfreier Zustand vorliegt, der auch in größeren Tiefen erhalten bleibt. In Schleifrichtung liegt in der Oberflächenrandzone ein nahezu spannungsloser Zustand vor. Mit der Tiefe wird bei etwa 7  $\mu\text{m}$  ein Druckeigenspannungsmaximum von rund -115 MPa erreicht. Im weiteren Verlauf erfolgt eine deutliche Abnahme der Druckeigenspannungen, bis in etwa 20  $\mu\text{m}$  Tiefe der eigenspannungsfreie Zustand nahezu erreicht ist.

Der Eigenspannungszustand des grobgeschliffenen Werkstoffes C45N (Bild 4-19) weist quer zur Schleifrichtung im Oberflächenrandbereich die höchsten Eigenspannungswerte von etwa -220 MPa auf. Mit dem Abstand zur Oberfläche nehmen diese ab. Ein nahezu eigenspannungsfreier Zustand liegt erst ab 50  $\mu\text{m}$  Tiefe vor. Dagegen liegt in Schleifrichtung das Eigenspannungsmaximum unterhalb der Substratoberfläche in einer Tiefe von 20  $\mu\text{m}$  mit einem Eigenspannungswert von -100 MPa vor. Der eigenspannungsfreie Zustand ist bereits mit 40  $\mu\text{m}$  Randabstand erreicht. Bild 4-20 zeigt das Eigenspannungstiefenprofil des feingeschliffenen Werkstoffes C45N. Sowohl in als auch quer zur Schleifrichtung treten die höchsten Eigenspannungswerte im Oberflächenrandbereich des unlegierten Werkstoffes auf. Entsprechend der Tabelle 4-6 liegen in der Oberfläche quer zur Schleifrichtung höhere Eigenspannungswerte vor als in Schleifrichtung. Im Randabstand von >28  $\mu\text{m}$  liegt in beiden Richtungen ein spannungsfreier Zustand vor. Der Verlauf der Eigenspannungen mit zunehmendem Randabstand zeigt bei den Proben der anderen Fertigungsvarianten keine deutliche Abhängigkeit bezüglich des Wärmebehandlungszustandes des C45. Ausgehend von den in der Tabelle 4-6 angegebenen Oberflächeneigenspannungswerten nehmen bei den läppgestrahlten Probenoberflächen (Bild 4-21) die Druckeigenspannungen mit der Tiefe ab. Im Falle der vergüteten Probe ist der eigenspannungsfreie Zustand in 50  $\mu\text{m}$  und im Falle der normalisierten Probe in 40  $\mu\text{m}$  erreicht. Unabhängig vom Werkstoff weisen alle geläppten Proben die maximalen Eigenspannungswerte in der Oberflächenrandzone auf. Mit der Tiefe erfolgt eine deutliche Eigenspannungsabnahme, so daß unterhalb von 20 - 30  $\mu\text{m}$  spannungsfreie Zustände vorherrschen. Die polierten Varianten des vergüteten und des normalisierten Werkstoffes C45 zeigen von ausgehend von der Oberfläche eine deutliche Spannungsabnahme mit wachsendem Abstand zum Probenrand. Im Falle des normalisierten Werkstoffes liegt im Abstand von über 30  $\mu\text{m}$  zum polierten Probenrand der eigenspannungsfreie Zustand vor. Im Falle des vergüteten Werkstoffes mit polierter Oberfläche ist eine Änderung in der Abnahme der Eigenspannungen mit der Tiefe zu beobachten. Nachdem bis in eine Tiefe von 6  $\mu\text{m}$  eine sehr deutliche Druckeigenspannungsminderung vorliegt, erfolgt im weiteren Tiefenverlauf nur noch eine sehr geringe Spannungsabnahme, so daß erst in einer Tiefe von etwa 200  $\mu\text{m}$  ein nahezu eigenspannungsfreier Zustand vorliegt.

Die Interferenzlinienbreiten haben durch die verschiedenen Fertigungsprozesse mit Ausnahme des geläppten Werk-

stoffes 100Cr6 eine Linienverbreiterung im beeinflussten Oberflächenbereich erfahren. Die stärkste Halbwertsbreitenänderung der Interferenzlinien ist bei den gestrahlten Proben zu beobachten. Die Differenz zwischen den Halbwertsbreiten im beeinflussten und im unbeeinflussten Gitter beträgt bei der vergüteten und gestrahlten Probe aus C45 1,4 Grad in 2 Theta und bei der normalisierten und gestrahlten Probe aus C45 0,9 Grad in 2 Theta. Mit dem Abstand vom Probenrand strebt der Wert der Interferenzlinienbreite bei allen Fertigungsvarianten gegen den Wert, der im unbeeinflussten Werkstoff vorliegt. Bezüglich des vergüteten Stahles C45 liegt im Falle der {211}-Linien eine Halbwertsbreite von 1,7 Grad in 2 Theta (Cr-Strahlung) und bezüglich der {310}-Linien eine Halbwertsbreite von 0,8 Grad in 2 Theta (Cu-Strahlung) vor. Bezüglich des normalisierten Stahles C 45 liegt im unbeeinflussten Werkstoffbereich eine Halbwertsbreite der Interferenzlinien der {211}-Netzebenen von 1,4 Grad in 2 Theta (Cr-Strahlung) und eine Halbwertsbreite der Interferenzen der {310}-Netzebenen von 0,7 Grad in 2 Theta (Cu-Strahlung) vor. In den Werkstoffen 49MnVS3, 100Cr6 und X155CrVMo121 liegen Halbwertsbreiten von 0,8 Grad, 2,5 Grad und 1,6 Grad in 2 Theta der Interferenzen der {310}-Netzebenen (Cu-Strahlung) des unbeeinflussten Gitters vor.

## 4.5 Texturuntersuchungen

Mit dem Begriff „Textur“ wird das Vorhandensein von bevorzugten Kristallorientierungen im polykristallinen Werkstoff bezeichnet. Die Messungen selbst wurden größtenteils in der Abteilung Werkstoffwissenschaften der Universität Delft (Prof. Dr. Ir. E. J. Mittemeijer) durchgeführt. Dort stand ein Siemens D 5000-Diffraktometer mit einer Euler-Wiege zur Verfügung. Ergänzende Messungen wurden im IWT Bremen an einem Texturgoniometer vorgenommen.

Das Prinzip der Texturmessung beruht darauf, daß für eine bestimmte Netzebene bei einer festeingestellten Reflexionsbedingung die Beugungsintensität aufgenommen wird. Sie ist ein Maß für die Anzahl der in Reflexionsstellung befindlichen Kristalle. Durch Drehung der Probe um ihre Normale (Azimutwinkel  $\psi$ ) und Kippung der Probe um den Polwinkel  $\gamma$  lassen sich alle Netzebenen  $\{hkl\}$  in Beugungsstellung bringen. Damit erfolgt die Messung der Beugungsintensität entlang einer Kugeloberfläche, die im allgemeinen als Lagenkugel bezeichnet wird. Die Auswertung erfolgt anschließend über ein Rechenprogramm, das Ergebnis der Messungen wird jeweils in einer Polfigur dargestellt. Hierbei handelt es sich um eine zweidimensionale, winkeltreue Darstellung der oberen Halbkugel der Lagenkugel. Mit Hilfe eines Wulf'schen Netzes können den aufgezeichneten Intensitätsmaxima Pol-, und Azimutwinkel zugeordnet werden. Die die Polfigur aufbauenden Linien stellen Linien gleicher Intensitäten (Isolinien) da.

Die Texturen der Substrat- und Schichtoberflächen wurden mit Cu-K-Strahlung bestimmt. Im Falle der Substrate wurde dafür die Orientungsverteilung der {110}-Inter-



ferenz bei  $2Q = 44,7^\circ$  und im Falle der TiN-Schichten die  $\{111\}$ -Interferenz bei  $2Q = 38,8^\circ$  aufgenommen. Bei einzelnen Proben war die Aufnahme der  $\{200\}$ -Interferenzlinie des TiN zur Klärung der Textur erforderlich. Dabei wurde eine Schlitzblende von 1,2 mm eingesetzt. Während einer Texturmessung werden entlang einer Probenumdrehung (Azimutwinkel  $\psi$ ) von  $0^\circ$  bis  $360^\circ$  alle  $5^\circ$  einen Meßwert aufgenommen. Die Kippung der Probe um den Polwinkel  $\gamma$  erfolgte in der Regel in  $3^\circ$ -Schritten bis zu einem Winkel von  $81^\circ$ , ab dem die Messung aus geometrischen Gründen abgebrochen wurde. Nach Beendigung einer Messung waren insgesamt 1944 Meßwerte aufgenommen worden.

### 4.5.1 Werkzeug-Schichtverbundkörper

Die Polfiguren der Werkzeugsubstrate sind in den Bildern 4-22 a) bis d) dargestellt. Die geschliffenen Proben aus den Schnellarbeitsstählen S 6-5-2 und S 6-5-3 weisen unabhängig von ihrer Legierung eine orthorhombische Symmetrie in der Polfigur auf (Bilder 4-22a und 4-22d). Symmetrisch zur Schleifrichtung haben sich die  $\{110\}$ -Netzebenen des Rhombendodekaeders so orientiert, daß die kristallographischen Richtungen  $\langle 110 \rangle$  und  $\langle 001 \rangle$  nahezu senkrecht zur geschliffenen Probenoberfläche angeordnet sind. Die Polfigur der gestrahlten Probenoberfläche zeigt, wie zu erwarten war, eine rotationssymmetrische Verteilung der  $\{110\}$ -Interferenzen. Im Zentrum der Polfigur liegen geringfügig höhere Intensitäten vor als im Randbereich der Aufnahme (Bild 4-22b), so daß von einer schwachen Vorzugsorientierung der  $\{110\}$ -Netzebenen in Richtung  $\langle 110 \rangle$  auszugehen ist. Die Polfigur in Bild 4-23c zeigt eine regel-

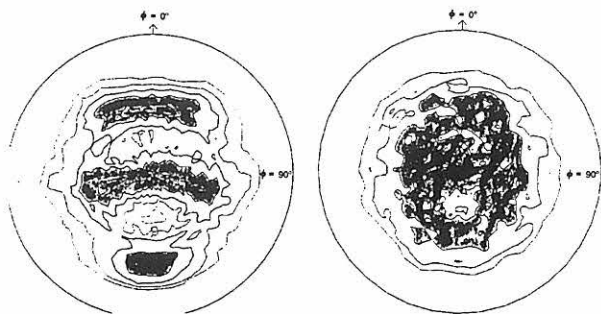
Tabelle 4-7  
Texturzustände in den Substratoberflächen der Werkzeug-Schichtverbundkörper

| Werkstoff | Bearbeitungs-zustand | vermessene Netzebenen | Textur   |
|-----------|----------------------|-----------------------|--|
| S 6-5-2   | geschliffen<br>fein  | $\{110\}$             | $\{110\}\langle 110 \rangle$<br>überlagert mit<br>$\{110\}\langle 001 \rangle$ |
| S 6-5-2   | gestrahlt            | $\{110\}$             | schwach<br>$\{110\}\langle 110 \rangle$  |
| S 6-5-2   | poliert              | $\{110\}$             | keine Vorzugs-<br>orientierung   |
| S 6-5-3   | geschliffen<br>fein  | $\{110\}$             | $\{110\}\langle 110 \rangle$<br>überlagert mit<br>$\{110\}\langle 001 \rangle$ |

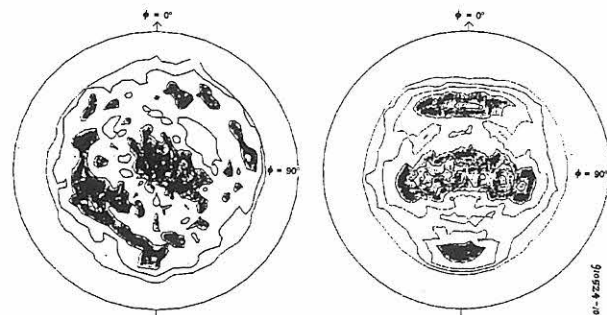
lose Verteilung der  $\{110\}$ -Netzebenen in der Oberfläche des polierten Schnellarbeitsstahles S 6-5-2. Die beschriebenen Texturen der Werkzeugsubstrate sind in der Tabelle 4-7 zusammenfassend dargestellt.

### 4.5.2 Bauteil-Schichtverbundkörper

Die in den Bildern 4-23 a und b dargestellten Polfiguren zeigen die Orientierungsverteilung der  $\{111\}$ -Netzebenen des  $\alpha$ -Eisens einer geschliffenen und einer geläpten Bauteiloberfläche. Unabhängig von der Legierungszusammensetzung der verschiedenen Stähle wird durch die Endfertigung der Substrate eine Oberflächentextur erzeugt. Wie bei den Werkzeug-Schichtverbundkörpern haben sich in der geschliffenen Oberfläche des Stahls C45 symmetrisch zur Schleifrichtung zwei Vorzugsorientierungen in  $\{110\}\langle 110 \rangle$  und in  $\{110\}\langle 001 \rangle$  eingestellt. Die in Bild 4-23b dargestellte Polfigur der geläpten Probenoberfläche des Stahls C 45 weist im Zentrum ein leicht ausgeprägtes Intensitätsmaximum auf, was auf eine schwache Vorzugsorientierung in  $\{110\}\langle 110 \rangle$  hinweist. Unabhängig vom verwendeten Werkstoff zeigen alle geläpten Probenoberflächen gleiche Vorzugsorientierungen der Kristalle. In Tabelle 4-8 sind die Ergebnisse der Texturuntersuchungen an Bauteil-Schichtverbundkörpern zusammengefaßt.

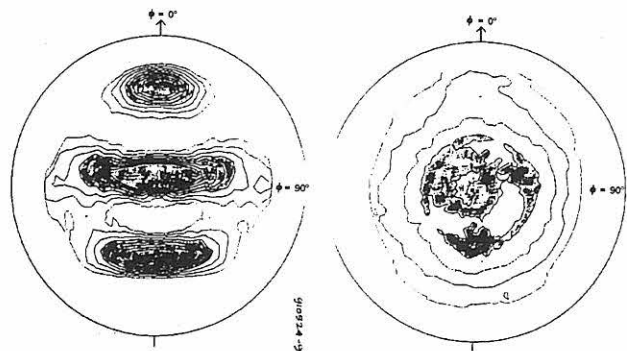


a) Polfigur einer geschliffenen Werkzeugoberfläche  
b) Polfigur einer gestrahlten Werkzeugprobe



c) Polfigur einer polierten Werkzeugoberfläche  
d) Polfigur einer geschliffenen Werkzeugprobe

Bild 4-22a) bis d)  
Polfiguren von Werkzeug-Schichtverbundkörpern  
a) bis c) Werkstoff S 6-5-2, d) Werkstoff S 6-5-3



a) Polfigur einer geschliffenen Bauteiloberfläche  
b) Polfigur einer geläpten Bauteiloberfläche

Bild 4-23a) und b)  
Polfiguren von Bauteil-Schichtverbundkörpern aus C 45

Tabelle 4-8  
Texturzustände in der Substratoberfläche der Bauteil-Schichtverbundkörper

| Werkstoff    | Bearbeitungs-zustand | Netzebene | Textur                                      |
|--------------|----------------------|-----------|---|
| C 45 V       | geschliffen          | {110}     | {110}<110><br>überlagert mit<br>{110} <001> |
| C 45 V       | geläppt              | {110}     | schwach<br>{110}<110>                       |
| 49 MnVS 3    | geläppt              | {110}     | schwach<br>{110}<110>                       |
| 100 Cr 6     | geläppt              | {110}     | schwach<br>{110} <110>                      |
| X155CrVMo121 | geläppt              | {110}     | schwach<br>{110} <110>                      |

## 5. Schichtherstellung

Bei der Schichtherstellung wurden von den Verbundpartnern die üblicherweise benutzten Beschichtungsanlagen und -parameter verwendet. Dies sollte gewährleisten, daß später auftretende Differenzen bezüglich des Haftvermögens der Hartstoffschichten oder bezüglich des funktionellen Verhaltens primär auf die unterschiedliche Substratvorbehandlung zurückzuführen waren. Folgerichtig konnten die Beschichtungsparameter nicht für die einzelnen Beanspruchungsbedingungen optimiert werden, was aber auch nicht Ziel des Verbundvorhabens war. Standzeitunterschiede abhängig vom verwendeten PVD-Verfahren dürfen daher nicht zur Folge haben, daß das eine PVD-Verfahren als "das bessere" und ein anderes PVD-Verfahren als "das schlechtere" angesehen wird. Ziel der Untersuchungen war vielmehr, ob unterschiedliche Fertigungsparameter das funktionelle Verhalten beschichteter Werkzeug und Bauteile für alle PVD-Verfahren in gleichem Maße beeinflussen oder ob nennenswerte Unterschiede zwischen den einzelnen PVD-Verfahren existieren.

Da die Schichten unter sehr praxisnahen Bedingungen abgeschieden wurden, ist auch klar, daß die für die einzelnen

Beschichtungsverfahren verwendeten Beschichtungsparameter verständlicherweise nur sehr ungenau von den Verbundpartnern angegeben wurden. Soweit bekannt, werden diese im folgenden weiter beschrieben.

### 5.1 PVD-Beschichtung

Die Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörper wurden mit drei verschiedenen PVD-Verfahren beschichtet. Dabei wurden durchgehend nur TiN-Schichten für die Werkzeug-Schichtverbundkörper und TiN- und i:C-Schichten für die Bauteil-Schichtverbundkörper hergestellt. Die verwendeten Verfahren und im folgenden gebräuchlichen Abkürzungen sind in *Tabelle 5-1* zusammengefaßt.

Die Reinigung der Substratoberflächen vor der Beschichtung bestand beim NV-PVD aus einer Argonätzung. Die Ätzspannung lag bei 220 V, die Ätzdauer betrug 20 Minuten bei  $1,5 \cdot 10^{-3}$  mbar. Die Beschichtung erfolgte dann bei einem Gesamtdruck von  $2 \cdot 10^{-3}$  mbar und dauerte rund

| Hartstoff-schicht | Firma         | Beschichtungsverfahren                       | Substrate                                  | Abkürzung |
|-------------------|---------------|--|--|-----------|
| TiN               | Gühring       | Ionenplattieren mit Niedervoltbogenentladung | Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörper | NV-PVD    |
| TiN               | Mercedes Benz | Reaktives Kathodenzerstäuben                 | Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörper | MS-PVD    |
| TiN               | Siemens       | Lichtbogenionenplattieren (steered Arc)      | Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörper | ARC-PVD   |
| i:C (W-C:H)       | Mercedes Benz | Reaktives Kathodenzerstäuben                 | Bauteil-Schichtverbundkörper               | MS-PVD    |
| i:C (Zr-C:H)      | Siemens       | Sputter/Plasma CVD-Hybridprozeß              | Bauteil-Schichtverbundkörper               | ARC-PVD   |

Tabelle 5-1  
Verwendete PVD Beschichtungsverfahren und Hartstoffschichten für tribologische Untersuchungen an Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörpern

90 Minuten. Die Schichtverbundkörper wurden dabei für eine gleichmäßige Beschichtung rotierend beschichtet. Beim MS-PVD-Verfahren wurden die Oberflächen ebenfalls durch Argonionenätzung gereinigt, beim ARC-Verfahren wurde mit Titanionen gesäubert.

## 5.2 CVD-Beschichtung

Der Aufbau der CVD-Anlage wird im Abschlußbericht des IWT und in der Literatur eingehend beschrieben /9/. Das flüssige  $TiCl_4$  wird verdampft und im gasförmigen Zustand in den Rezipienten geleitet, wo die Reaktion zu den Hartstoffen bei relativ hohen Temperaturen auf der Substratoberfläche stattfindet. Die zu beschichtenden Werkstücke werden zunächst in einem Inertgasstrom bzw. unter reduzierender Atmosphäre aufgeheizt, um eine Depassivierung der Substratoberfläche zu erreichen. Ist die Behandlungstemperatur erreicht, wird der Gasstrom durch Umleitung in den Verdampfer mit dem leicht flüchtigen Metallspendermedium angereichert. In der Beschichtungskammer reagieren die Gase auf den heißen Oberflächen der Werkstücke unter Bildung der Hartstoffschicht. Über eine Pumpe werden die Reaktionsgase und die Nebenprodukte laufend abgesaugt, so daß sich im Rezipienten ein Druck von 50 bis 800 mbar einstellt. Die zum Ablauf der Reaktion benötigte hohe Substrattemperatur wird durch die Beheizung des gesamten Rezipienten von außen (Heißwandreaktor) erzeugt /10/.

Die angewandten Prozeßparameter sind im Folgenden dargestellt:

### Prozeßparameter der CVD-Beschichtung:

|                     | TiC       | TiN      |
|---------------------|-----------|----------|
| Temperatur          | : 1000° C | 950° C   |
| Dauer               | : 120 min | 85 min   |
| Druck               | : 80 mbar | 800 mbar |
| Gasdurchfluß $H_2$  | : 360 l/h | 330 l/h  |
| Gasdurchfluß $CH_4$ | : 15 l/h  | -        |
| Gasdurchfluß $N_2$  | : -       | 215 l/h  |

Wegen den hohen Beschichtungstemperaturen mußten die Werkzeug-Schichtverbundkörper, die für die Kurzzeit-

Drehversuche vorgesehen waren, nach der Beschichtung einer erneuten Wärmebehandlung unterzogen werden.

## 5.3 PACVD-Beschichtung

Die PACVD-Anlage wird im Abschlußbericht des IWT eingehend beschrieben, siehe auch /9/. Beim Einbringen der Proben in die Beschichtungsanlage wurde deren Position auf dem Probenteller notiert. Wegen der geringen Größe des Probentellers mußte eine Fertigungsvariante in zwei Chargen beschichtet werden. Für die Beschichtung wurde neben den Reaktionsgasen  $H_2$  und Ar auch  $N_2$  in den Rezipienten eingeleitet. Das Ar-Gas wurde durch einen mit flüssigem  $TiCl_4$  gefüllten Behälter geleitet. Es diente so als Trägergas für das leichtflüchtige  $TiCl_4$ .

Im Bereich des Plasmas über dem Probenteller findet die Reaktion zwischen  $TiCl_4$  und  $N_2$  statt, die zu einer Ablagerung einer  $TiN_x$  - Schicht auf der Probenoberfläche führt. Über eine Pumpe werden die restlichen Prozeßgase laufend abgesaugt. Die Beschichtungstemperatur lag zwischen 450° C und 500° C.

Bei der PACVD-Beschichtung traten Probleme auf, die einerseits auf die schlechten Oberflächenqualitäten der Proben zurückzuführen waren, andererseits traten aber auch während der Beschichtung unerwartete Schwierigkeiten auf. Es erwies sich als notwendig, den Stickstoffdurchfluß zu korrigieren. Vorversuche hatten gezeigt, daß bei Proben, die einem Sputterätzprozeß in einer PACVD-Anlage unterzogen wurden, die abgesputterten Partikel sich in der Regel nicht von den Probenoberflächen entfernen konnten, während in der PVD-Anlage abgesputterte Partikel dies durchaus taten. Dadurch war der in der PVD-Anlage erzielte Reinigungseffekt deutlich besser als der in der PACVD-Anlage. Aufgrund dieser verbesserten Reinigungswirkung in einer PVD-Anlage, wurden teilweise die Schichtverbundkörper einiger Probenvarianten vor der Chargierung in der PACVD-Anlage einem Sputterreinigungsprozeß in der PVD-Anlage ausgesetzt. Die anschließende Beschichtung dieser Proben in der PACVD-Anlage wurde wie üblich mit einer Sputterreinigung vor der Beschichtung durchgeführt.

## 6. Charakterisierung der hartstoffbeschichteten Schichtverbundkörper

Schwerpunktmäßig wurden die Hartstoffschichten hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung, ihres Spannungszustandes im Schichttrandbereich und als Funktion des Randabstandes und ihrer Textur in der Schichtoberfläche untersucht. Die Rauheitswerte nach der Beschichtung wurde mit den Werten im unbeschichteten Zustand gegenübergestellt und verglichen. Die Schichtstruktur der jeweiligen PVD-Schichttypen wurde an statistisch ausgewählten Proben einzelner Bauteilvarianten an-hand von Bruchbildern im Rasterelektronenmikroskop analysiert.

### 6.1 Chemische Zusammensetzung der untersuchten TiN-Schichten

Bild 6-1 zeigt das Ergebnis einer GDOS-Analyse am mit TiN beschichteten Werkzeug-Schichtverbundkörper (NV-PVD) mit geläppter Substratoberfläche (Werkstoff: S 6-5-2). Dabei wurde die chemische Zusammensetzung der Schicht als Funktion der Tiefe aufgetragen. Der unregelmäßige Verlauf der Elementkonzentrationen im äußersten Randbereich der Schicht ist auf Effekte in der Anlage bzw. auf Randreaktionen der Schichtverbundkörper zurückzuführen. Die Schicht selbst besitzt über den gesamten Tiefenverlauf eine konstante Zusammensetzung, wobei der Stickstoffanteil der TiN-Schicht mit einer Konzentration von 45 Atom-% geringer ist, als der Titananteil mit einer Konzentration von 55 Atom-%. Im Bereich des Interfaces ist eine steile Abnahme der Stickstoffkonzentration und der Titankonzentration zu verzeichnen, während die Konzentration des Eisens auf etwa 85 Atom-% ansteigt. Hier ist die Schichtdicke von etwa 2,8 µm auf der Abszisse abzulesen.

Die Substratfertigung und im wesentlichen die Substratwerkstoffe zeigten erwartungsgemäß keinen Einfluß auf die Zusammensetzung der ionenplattierten Schichten. Bei Schichtverbundkörpern mit hoher Rauheit ist eine relativ

flache Abnahme der Schichtelemente und dementsprechend ein ebenso flacher Anstieg der Substratelemente im Interfacebereich zu beobachten. Derartige, für rauhe Substratoberflächen kennzeichnende Elementtiefenverläufe sind darauf zurückzuführen, daß an dieser Stelle der Abtrag der Schichtverbundkörperoberfläche sowohl an den Rauheitsspitzen des Substrates als auch in den Rauheitstätern der noch vorliegenden TiN-Schicht stattfindet. Die Schichtzusammensetzung in diesem Bereich entspricht der bereits abgetragenen Schicht.

Ähnlich wie bei den ionenplattierten Schichten (NV-PVD) besitzen auch die magnetronionenplattierten Schichten (MS-PVD) eine über die gesamte Schichttiefe weitgehend konstante unterstöchiometrische Zusammensetzung. Der Stickstoffanteil der TiN-Schichten ist mit etwa 40 Atom-% geringer als der Titananteil mit etwa 57 Atom-%. Der Sauerstoffgehalt der Schicht beträgt etwa 3 bis 4 Atom-%. In Substratnähe nimmt der Sauerstoffgehalt ab und ist schließlich im Interface nicht mehr nachweisbar (s. Abschlußbericht IWT Bremen). Im Bereich des Interfaces geht der Schichtanteil gegen Null.

Bezüglich der chemischen Schichtzusammensetzung wurden bei mit ARC-PVD abgeschiedenen TiN-Schichten keine Differenzen zwischen den Werkzeug- und den Bauteilproben festgestellt. Bild 6-2 zeigt eine konstante Zusammensetzung über den gesamten Tiefenverlauf. Das TiN besteht zu etwa 40 Atom-% aus Stickstoff und zu 55 Atom-% aus Titan, d. h. es liegt, wie bei den bereits beschriebenen PVD-Varianten, eine unterstöchiometrische Schichtzusammensetzung mit etwa 3 Atom-% Sauerstoff vor. Der Interfacebereich ist durch die Abnahme des Titan- und Stickstoffgehaltes und durch den entsprechenden Anstieg der Substratelemente gekennzeichnet. Die Schichtdicke beträgt rund 4 µm. Die dargestellte Zusammensetzung der Arc-PVD-Schichten ist vom verwendeten Substratwerkstoff und dessen Endbearbeitung unabhängig.

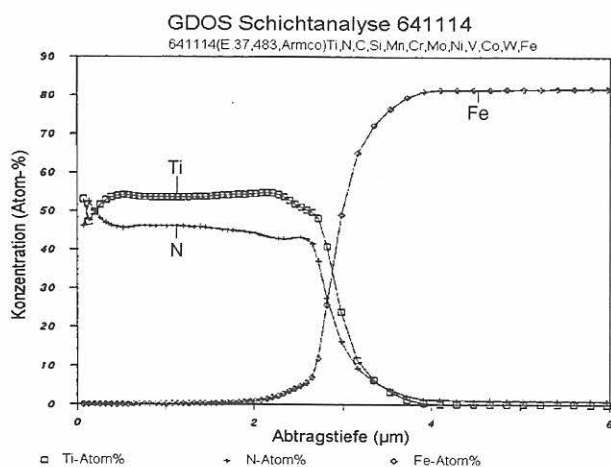


Bild 6-1  
GDOS-Tiefenprofil einer mittels NV-PVD hergestellten TiN-Schicht

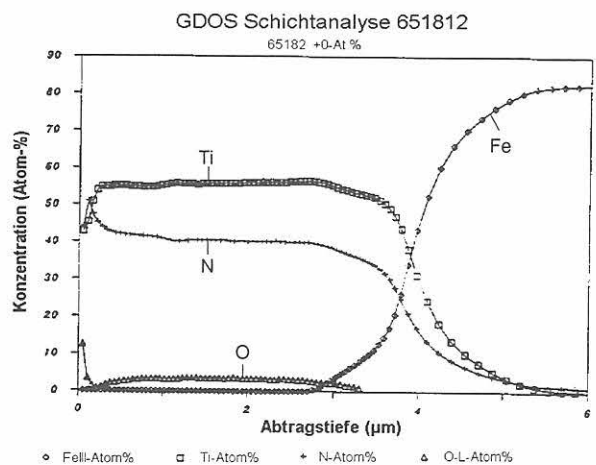


Bild 6-2  
GDOS-Tiefenprofil einer mittels ARC-PVD hergestellten TiN-Schicht



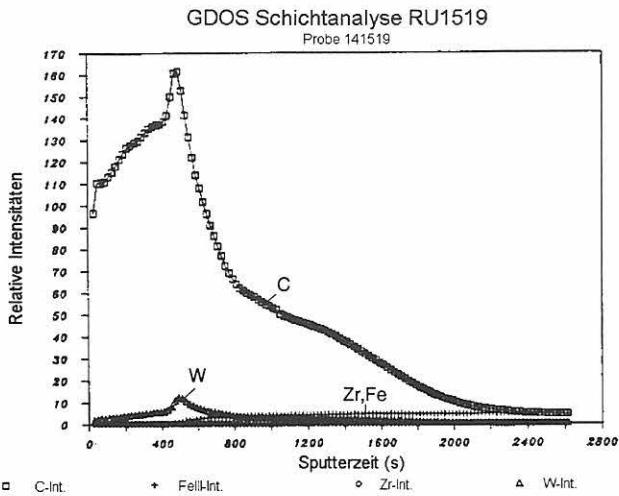


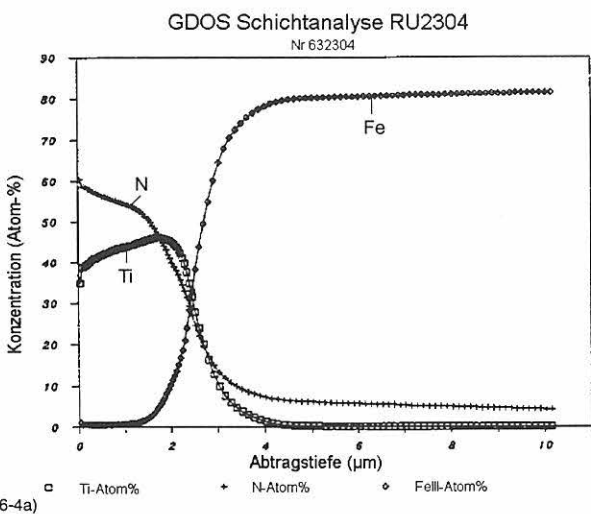
Bild 6-3  
GDOS-Tiefenprofil einer i:C-Schichten (W-C-Schicht)

Das Elementtiefenprofil einer i:C-Schicht (W-C-Schicht) ist in Bild 6-3 dargestellt. Zu beachten ist die Darstellung der relativen Intensitäten der elementspezifischen Strahlung zur gesamt ausgesendeten Lichtenergie des angereg-

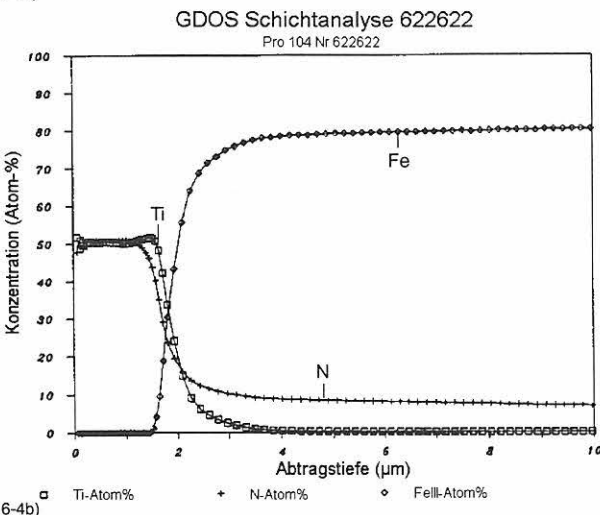
ten Schichtmaterials als Funktion der Sputterzeit. Anders als bei den GDOS-Analysen an TiN-Schichten waren aufgrund der fehlenden Standards keine quantitativen Mengenangaben möglich. Der Kohlenstoffgehalt der W-C-Schicht steigt mit zunehmenden Randabstand an, wobei in Substratnähe der höchste Kohlenstoffanteil vorliegt. Auch der Wolframgehalt der Schicht ist im Bereich des Interfaces am höchsten. Die Zunahme der Intensität des Eisens kennzeichnet den Übergang Schicht/ Substrat. Ähnlich dem Wolframanteil in der W-C-Schicht liegen in der Zr-C-Schicht die höchsten Zirkongehalte in direkter Substratnähe vor. Auch hier ist der Übergang Schicht/ Substrat aus der Zunahme des Eisengehaltes ersichtlich.

Wie bereits im Kapitel 5.3 beschrieben, war es notwendig, die Prozeßparameter bei der PACVD-Beschichtung zu korrigieren. Es wurden daher Proben erzeugt, deren chemische Zusammensetzung der PACVD-Schichten voneinander variierte. In den Bildern 6-4a und 6-4b sind beispielhaft die Konzentration der Elemente Titan, Stickstoff und Eisen von mittels PACVD hergestellten TiN-Schichten dargestellt. Das Stickstoffangebot von 60 ml/min bei der Beschichtung der Werkzeugvariante „gestrahlt“ führte zu einer überstöchiometrischen TiN-Zusammensetzung (Bild 6-4a). In dieser etwa 2 µm bis 2,5 µm dicken Schicht liegen etwa 55 Atom-% Stickstoff und 45 Atom-% Titan vor. Dagegen besitzt die Werkzeugvariante „geschliffen fein“ (Bild 6-4b) mit einem Stickstoffangebot von 52 ml/min bei der Beschichtung quantitativ gleiche Anteile an Stickstoff und Titan. Es liegt eine Schichtdicke von etwa 2 µm vor.

Bei der CVD-Beschichtung wurden TiC/ TiN-Schichten erzeugt, wobei die auf dem Substrat aufliegende TiC-Schicht die Kohlenstoffdiffusion und damit eine Verarmung der Substratoberfläche an Kohlenstoff verhindern sollte. In Bild 6-5 ist beispielhaft das Ergebnis der chemischen Analyse einer beschichteten Werkzeug-Schichtverbundkörpervariante aus S 6-5-2 (geschliffen fein) dargestellt. Es liegt eine stöchiometrische Schichtzusammensetzung des Titanitrids und Titankarbid vor. Der Anstieg der Eisenkonzentration kennzeichnet den Übergang Schicht/ Substrat.



6-4a)



6-4b)

Bilder 6-4 a) und b)  
a) GDOS-Tiefenprofil einer TiN-Schicht (PACVD, 60 ml/min Stickstofffluß)  
b) GDOS-Tiefenprofil einer TiN-Schicht (PACVD, 52 ml/min Stickstofffluß)

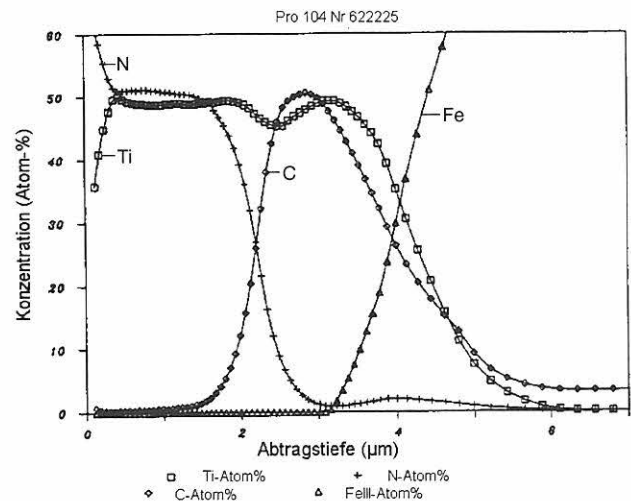
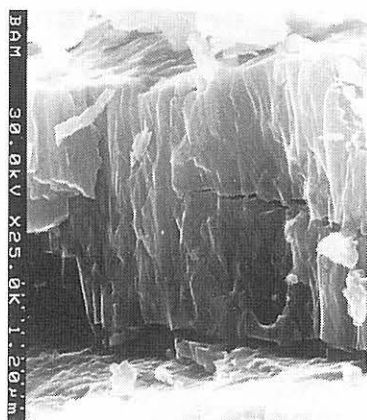


Bild 6-5  
GDOS-Tiefenprofil einer TiC/TiN-Schicht, abgeschieden mit CVD-Technik

## 6.2 Morphologie

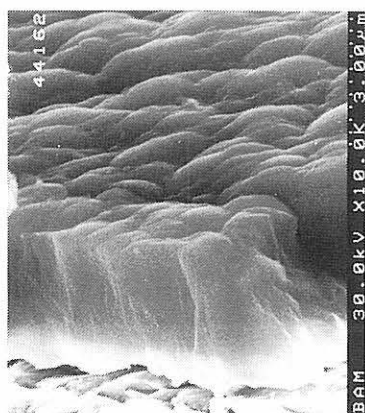
Die Morphologie der abgeschiedenen Hartstoffschichten wurde von allen Beschichtern charakterisiert und wird vor allem in den Abschlußberichten von Mercedes Benz, Bosch und vom IWT Bremen eingehend beschrieben. Im folgenden werden daher die Ergebnisse der morphologischen Untersuchungen kurz zusammengefaßt.

Zur Charakterisierung der Schichtmorphologie wurden Bruchproben von beschichteten Bauteil- und Werkzeug-Schichtverbundkörpern hergestellt. Mittels NV-PVD hergestellte TiN-Schichten weisen eine sehr homogene und dichte Struktur auf. Magnetron gesputterte TiN-Schichten besitzen dagegen einen porösen und stengelligen Habitus. Auffallend sind die kegelartigen Wachstumsformen des TiN. In der Schichtoberfläche sind feine Risse zwischen den kegelförmigen Gebilden zu erkennen. Die aufgetragenen Arc-PVD-Schichten zeigen eine homogene Struktur. Parallel zur Oberfläche verlaufende Risse (*Bild 6-6*) sind auf die Präparation zurückzuführen. Die Schichtdicke liegt im Bereich von 2 - 3 µm.



*Bild 6-6*  
Schichtstruktur einer mittels ARC-PVD abgeschiedenen TiN-Schicht (Substrat: S 6-5-2)

Eine völlig andere Schicht- und Oberflächenstruktur besitzen i:C-Schichten, die mit einem Sputter/Plasma CVD-Hybridprozeß abgeschieden wurden. Diese i:C-Schichten, besser Zirkonkohlenstoffschichten (Zr:a-CH-Schichten) genannt, besitzen an der Oberfläche eine knollenartige Topographie, der Ausgangszustand der Substratoberfläche wird nicht mehr abgebildet (*Bild 6-7*). Ursächlich dafür ist

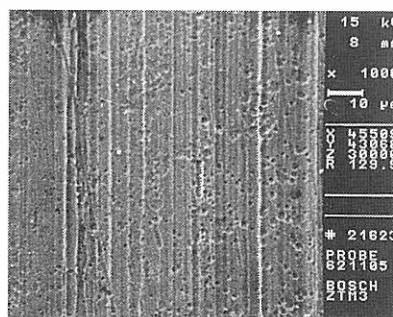


*Bild 6-7*  
Schichtstruktur einer mittels Hybrid CVD abgeschiedenen Zr:a-CH-Schicht

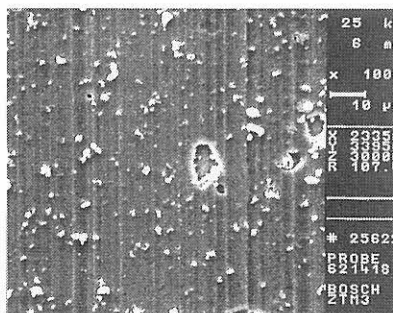
das dem CVD-Prozeß ähnliche Abscheidungsverfahren. Die Schichtmorphologie ist sehr dicht, vergleichbar dem ARC-PVD-Prozeß. Entsprechendes gilt auch für die Wolframkohlenstoffschichten, die mit dem MS-PVD-Verfahren abgeschieden wurden.

Die Oberflächentopographie der mittels NV-PVD erzeugten Schichten ist gekennzeichnet durch relativ flache muldenförmige Vertiefungen (*Bild 6-8a*). Demgegenüber sind die Oberflächen von mittels ARC-PVD hergestellten Schichten mit zahlreichen Fremdkörpern bedeckt, die zum Teil in die TiN-Schicht eingebettet sind (*Bild 6-8b*). Die Fehlstellen in der Schicht (Droplets) sind durchaus typisch für das verwendete Beschichtungsverfahren.

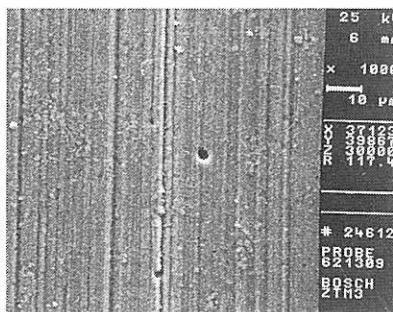
Eine ganz andere Morphologie zeigen die mit dem MS-PVD-Verfahren hergestellten TiN-Schichten (*Bild 6-8c*). Hier erscheint die Oberfläche nicht glatt, sondern aufgeraut und entlang der Schleifriefen wulstartig erweitert. Die gestrahlten Oberflächen sind zerfurcht und besitzen muldenförmige Vertiefungen. Bei weniger harten Substratmaterialien sind außerdem zahlreiche Krater vorhanden. Polierte Oberflächen sind dagegen relativ glatt und ohne sichtbare Bearbeitungsspuren, weisen jedoch einige Fehlstellen auf, die sich wahrscheinlich an lokal vorhandenen Fehlstellen gebildet haben (s. Abschlußbericht von Bosch).



a) Oberfläche einer TiN-Schicht (NV-PVD)



b) Oberfläche einer TiN-Schicht (ARC-PVD)



c) Oberfläche einer TiN-Schicht (MS-PVD)

*Bild 6-8 a) bis c)*  
Oberflächentopographien von TiN-Schichten, hergestellt mit verschiedenen PVD-Verfahren

Die Struktur der aufgetragenen PACVD-Schichten unterscheidet sich bezüglich der einzelnen Probenvarianten deutlich. TiN-Schichten der Werkzeugschichtverbundkörper aus S 6-5-2, die vor der Beschichtung in den Zuständen "grob geschliffen" oder "gestrahlt" vorlagen, besitzen einen feinstengeligen Aufbau. Die Schichten, die auf feingeschliffenen Werkzeug-Schichtverbundkörperoberflächen abgeschieden wurden, weisen eine etwas gröbere stengelartige Struktur auf. Dagegen ist die Schicht erodierter Proben aus S 6-5-2 aus kegelförmigen Strukturen aufgebaut. Die PACVD-Schichten auf polierten Oberflächen besitzen dagegen einen homogenen Aufbau. TiN-Schichten auf Bauteilproben weisen ähnliche Ausbildungsformen auf, wie die der Werkzeugproben.

Bei den CVD-Schichten kann festgestellt werden, daß unabhängig vom verwendeten Substratwerkstoff die TiC-Schichten eine homogene, feinkristalline Schichtstruktur besitzen, während die TiN-Schichten eine stengelige Morphologie aufweisen. In den meisten Fällen treten auf der Schichtoberfläche knollenartige Wachstumsformen auf.

### 6.3 Eigenspannungsmessungen

Mittels röntgenographischer Spannungsmessungstechnik wurden die Eigenspannungszustände in der Schichttrandzone an den {220}-Netzebenen des Titanitrids bestimmt. Im folgenden sind die Ergebnisse dieser Untersuchungen getrennt nach verwendeten Beschichtungsverfahren zusammengefaßt. Die Probenpräparation, Meßtechnik und Einzelergebnisse sind im Abschlußbericht des IWT Bremen detailliert beschrieben.

#### 6.3.1 NV-PVD (Ionenplattieren mit Niedervoltbogenentladung)

Die ermittelten Eigenspannungswerte in den Oberflächenrandzonen der ionenplattierten Schichten sind unabhängig vom verwendeten Substratmaterial und der vorangegangenen Oberflächenbearbeitung. Die Ergebnisse sind in *Tabelle 6-1a* für die Werkzeug-Schichtverbundkörper und in der *Tabelle 6-1b* für die Bauteil-Schichtverbundkörper zusammenfassend dargestellt.

Wie bei der Substratcharakterisierung wurden die Eigenspannungsmessungen der geschliffenen Proben in und quer zur Schleifrichtung aufgenommen. Die TiN-Schichten

weisen relativ hohe Druckeigenspannungen in der Oberflächenrandzone auf. Im Falle der Werkzeug-Schichtverbundkörper liegen die Eigenspannungswerte zwischen -3351 MPa und -4903 MPa und im Falle der Bauteil-Schichtverbundkörper zwischen -3509 MPa und -4966 MPa. Prinzipiell sind keine systematischen Zusammenhänge zwischen dem Eigenspannungszustand und den Substratwerkstoffen, der Substratfertigung bzw. der vorliegenden Schichtdicke zu erkennen.

Bei der Ionenplattierbeschichtung fand in der Substratoberfläche eine geringe Eigenspannungsentlastung statt. Diese fiel für die Substrate aus Schnellarbeitsstahl sehr viel geringer aus als für die Bauteilschichtverbundkörper (*Bilder 6-9a* und *6-9b*). Die Beschichtungstemperatur bei der Ionenplattierbeschichtung führte bei den Substratwerkstoffen C45, 49MnVS3 und 100Cr6 zu einem starken Eigenspannungsabbau, so daß hier nach der Beschichtung weitestgehend eigenspannungsfreie Zustände vorliegen (*Bild 6-9b*). Im Substratwerkstoff X155CrVMo121 dagegen liegen ähnlich wie bei den Schnellarbeitsstählen auch nach dem Beschichten noch deutliche Druckeigenspannungen vor. Die Beschichtungstemperatur führte hier zu einer geringen Druckspannungsentlastung.

Die Eigenspannungen wurden ebenfalls noch stichpunktartig als Funktion des Oberflächenrandabstandes gemessen und sind im Abschlußbericht des IWT Bremen eingeleitet.

*Tabelle 6-1a*  
Eigenspannungszustände im Schichttrandbereich der ionenplattierten Schichten der Werkzeugproben.

| Code   | Werkstoff | Bearbeitungs-zustand | $\sigma_{ES, v}$ [MPa] | $\sigma_{ES, x}$ [MPa] | HWB [Grad] |
|--------|-----------|----------------------|------------------------|------------------------|------------|
| 6111.. | S 6-5-2   | geschliffen rau      | -4276                  | -4349                  | 2,0        |
| 6211.. | S 6-5-2   | geschliffen fein     | -3643                  | -4413                  | 1,9        |
| 6210.. | S 6-5-2   | geschliffen fein     | -4434                  | -4417                  | 2,0        |
| 6311.. | S 6-5-2   | gestrahlt            | -4145                  | *                      | 2,0        |
| 6411.. | S 6-5-2   | geläppt              | -4735                  | *                      | 2,0        |
| 6511.. | S 6-5-2   | poliert              | -4903                  | *                      | 2,0        |
| 6611.. | S 6-5-2   | erodiert             | -3351                  | *                      | 1,8        |
| 6617.. | S 6-5-2   | erodiert             | -3315                  | *                      | 1,7        |
| 7211.. | S 6-5-3   | geschliffen fein     | -4337                  | -4103                  | 1,9        |
| 7511.. | S 6-5-3   | poliert              | -4533                  | *                      | 2,0        |
| 8211.. | CPMT 15   | geschliffen fein     | -4203                  | -4500                  | 2,0        |
| 8311.. | CPMT 15   | gestrahlt            | -3808                  | *                      | 2,0        |
| 8511.. | CPMT15    | poliert              | -4661                  | *                      | 2,0        |

Mit „\*“ gekennzeichnete Varianten besitzen rotationssymmetrische Eigenspannungszustände

| Code   | Werkstoff      | Bearbeitungs-zustand | $\sigma_{ES, v}$ [MPa] | $\sigma_{ES, x}$ [MPa] | HWB [Grad] |
|--------|----------------|----------------------|------------------------|------------------------|------------|
| 1111.. | C 45 V         | geschliffen rau      | -3833                  | -3904                  | 2,0        |
| 1312.. | C 45 V         | gestrahlt            | -3904                  | *                      | 2,0        |
| 1211.. | C 45 V         | geschliffen fein     | -3509                  | -3815                  | 2,0        |
| 1411.. | C 45 V         | geläppt              | -4218                  | *                      | 2,0        |
| 1511.. | C 45 V         | poliert              | -4966                  | *                      | 1,9        |
| 2411.. | C 45 N         | geläppt              | -4165                  | *                      | 2,1        |
| 3411.. | 49MnVS3        | gläppt               | -3689                  | *                      | 2,0        |
| 4411.. | 100Cr6         | geläppt              | -4481                  | *                      | 2,1        |
| 5411.. | X155 CrVMo 121 | geläppt              | -4744                  | *                      | 2,2        |

*Tabelle 6-1b*  
Eigenspannungszustände im Schichttrandbereich der ionenplattierten Schichten der Bauteilproben. Mit „\*“ gekennzeichnete Varianten besitzen rotationssymmetrische Eigenspannungszustände

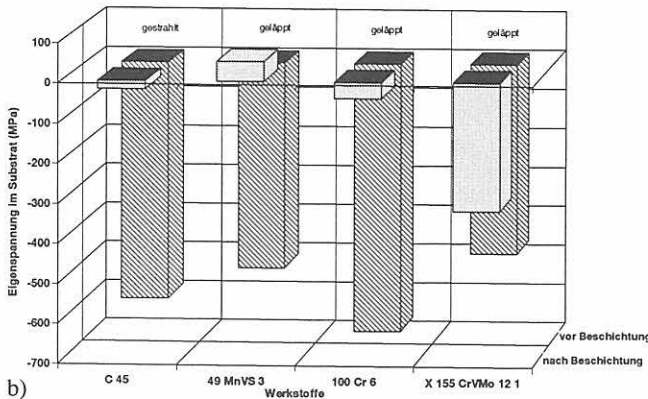
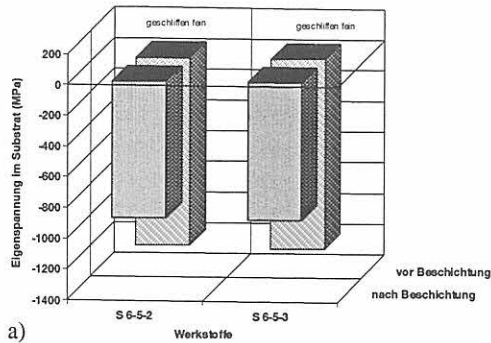


Bild 6-9 a und b

a: Eigenstressen in den HSS-Substraten vor und nach dem Ionenplattieren

b: Eigenstressen in den Bauteilsubstraten vor und nach dem Ionenplattieren

hend beschrieben. Die Ergebnisse zeigen daß die Eigenstressen innerhalb der TiN-Schichten relativ konstant sind. Desweiteren wird ein deutlicher Übergang von hohen Druckeigenstressen in den TiN-Schichten zu einem nahezu eigenstressarmen Zustand im Substrat gefunden werden.

### 6.3.2 MS-PVD (Reaktives Kathodenzerstäuben)

Ähnlich wie bei den NV-PVD-Schichten treten für  $\psi$  zwischen  $\pm 30^\circ$  und  $\pm 50^\circ$  maximale Beugungsintensitäten auf.

Tabelle 6-2

Eigenstressenzustände im Schichtrandbereich der Werkzeugproben mit MS-PVD-Schichten (TiN).

Mit „\*“ gekennzeichnete Varianten besitzen rotations-symmetrische Eigenstressenzustände.

| Code   | Werkstoff | Bearbeitungs-zustand | $\sigma_{ES, y}$ [MPa] | $\sigma_{ES, x}$ [MPa] | HWB [Grad] |
|--------|-----------|----------------------|------------------------|------------------------|------------|
| 6113.. | S 6-5-2   | geschliffen rauh     | -1953                  | -2854                  | 2,0        |
| 6213.. | S 6-5-2   | geschliffen fein     | -3168                  | -3800                  | 2,7        |
| 6216.. | S 6-5-2   | geschliffen fein     | -3228                  | -3895                  | 2,5        |
| 6519.. | S 6-5-2   | poliert              | -1941                  | *                      | 1,9        |
| 1413.. | C 45 V    | geläppt              | -645                   | *                      | 1,8        |

Tabelle 6-3

Eigenstressenzustände im Schichtrandbereich der ARC-PVD-Schichten der Werkzeugproben

Mit „\*“ gekennzeichnete Varianten besitzen rotations-symmetrische Eigenstressenzustände.

| Code   | Werkstoff | Bearbeitungs-zustand | $\sigma_{ES, y}$ [MPa] | $\sigma_{ES, x}$ [MPa] | HWB [Grad] |
|--------|-----------|----------------------|------------------------|------------------------|------------|
| 6114.. | S 6-5-2   | geschliffen rauh     | -3903                  | -3677                  | 1,7        |
| 6518.. | S 6-5-2   | poliert              | -4172                  | *                      | 1,9        |
| 1414.. | C 45 v    | geläppt              | -2319                  | *                      | 1,8        |
| 4414.. | 100 Cr 6  | geläppt              | -4565                  | *                      | 2,4        |

Die Differenz zwischen den vorliegenden Intensitätsniveaus bei etwa  $\psi = 40^\circ$  und  $\psi = 0^\circ$  beträgt etwa 30 Impulse/s. Entsprechend der Vorgehensweise der Substratuntersuchungen wurden bei den geschliffenen Probenvarianten die Eigenstressen in- und quer zur Schleifrichtung bestimmt (Tabelle 6-2).

In allen untersuchten Schichtoberflächen liegen Druckeigenstressen vor. Im Falle der Werkzeug-Schichtverbundkörper wurden Eigenstresswerte zwischen -1941 MPa und -3895 MPa aufgenommen. Die geschliffenen Probenvarianten weisen, im Gegensatz zum Eigenstressenzustand der Substrate, in Schleifrichtung immer höhere Druckeigenstressen auf als quer zur Schleifrichtung. Die Differenz liegt im Falle der feingeschliffenen Proben bei 630 MPa bzw. 670 MPa und im Falle der raugheschliffenen Proben bei etwa 900 MPa. Im Schichtrandbereich des geläppten Bauteilwerkstoffes C 45 V treten deutlich geringere Druckeigenstressen auf als in den Schichtoberflächen der Werkzeugvarianten.

### 6.3.3 ARC-PVD (Lichtbogen-Ionenplattieren)

Es wurden Eigenstressmessungen nach dem  $\sin^2\psi$ -Verfahren und nach dem j-Integral-Verfahren durchgeführt. Die Ergebnisse sind in der Tabelle 6-3 für die nach der  $\sin^2\psi$ -Methode ausgewerteten Messungen dargestellt. Die aufgenommenen Eigenstresswerte liegen unabhängig vom beschichteten Substratwerkstoff in einem Druckspannungsbereich von -2319 MPa bis -4565 MPa.

### 6.3.4 PACVD

Es wurden mittels röntgenographischer Spannungsmess-technik die Eigenstresszustände in der Schicht-randzone an den {220}-Netzebenen des Titanitrids bestimmt. Die Interferenzlinienlagen dieser Netzebenen sind über  $\sin^2\psi$  grob linear angeordnet. Die Werte selbst streuen sehr stark um die Regressionsgerade. Die in den Schicht-oberflächen aufgenommenen Eigenstresswerte sind in



Tabelle 6-4a

Eigen Spannungszustände im Schichtrandbereich der PACVD beschichteten Werkzeugproben

| Code   | Werkstoff | Bearbeitungs-<br>zustand | $\sigma_{ES, v}$<br>[MPa] | $\sigma_{ES, x}$<br>[MPa] | HWB<br>[Grad] |
|--------|-----------|--------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------|
| 6123.. | S 6-5-2   | geschliffen rau          | -1313                     | -1344                     | 2,9           |
| 6221.. | S 6-5-2   | geschliffen fein         | 193                       | 148                       | 2,9           |
| 6225.. | S 6-5-2   | geschliffen fein         | -229                      | -726                      | 2,8           |
| 6226.. | S 6-5-2   | geschliffen fein         | 347                       | -892                      | 2,8           |
| 6323.. | S 6-5-2   | gestrahlt                | -255                      | -                         | 2,8           |
| 6326.. | S 6-5-2   | gestrahlt                | -1322                     | -                         | 2,8           |
| 6523.. | S 6-5-2   | poliert                  | 159                       | -                         | 2,8           |
| 6623.. | S 6-5-2   | erodiert                 | -101                      | -                         | 3,4           |
| 7223.. | S 6-5-3   | geschliffen fein         | -1176                     | -                         | 3,2           |
| 7523.. | S 6-5-3   | poliert                  | -1640                     | -                         | 2,7           |

Tabelle 6-4b

Eigen Spannungszustände im Schichtrandbereich PACVD beschichteter Bauteil-Schichtverbundkörper Mit „\*“ gekennzeichnete Varianten besitzen rotationssymmetrische Eigen Spannungszustände.

| Code   | Werkstoff     | Bearbeitungs-<br>zustand | $\sigma_{ES, v}$<br>[MPa] | $\sigma_{ES, x}$<br>[MPa] | HWB<br>[Grad] |
|--------|---------------|--------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------|
| 1123.. | C 45 V        | geschliffen rau          | -728                      | -983                      | 2,9           |
| 1323.. | C 45 V        | läppgestrahlt            | -2124                     | *                         | 3,1           |
| 1423.. | C 45 V        | geläpft                  | -1257                     | *                         | 2,7           |
| 1523.. | C 45 V        | poliert                  | -2439                     | *                         | 2,7           |
| 2423.. | C 45 N        | geläpft                  | -1272                     | *                         | 2,8           |
| 3423.. | 49MnVS3       | geläpft                  | -800                      | *                         | 2,4           |
| 4423.. | 100 Cr 6      | geläpft                  | -1978                     | *                         | 3,0           |
| 5423.. | X 155 CrVM121 | geläpft                  | -1279                     | *                         | 2,7           |

den Tabellen 6-4a für die Werkzeug-Schichtverbundkörper und Tabellen 6-4b für die Bauteil-Schichtverbundkörper aufgeführt.

Der Eigen Spannungen in den Schichtoberflächen der Werkzeug-Schichtverbundkörper differieren deutlich zwischen einzelnen Proben gleicher Varianten. Drei Werkzeug-Schichtverbundkörper-Varianten weisen in der Schichtoberfläche geringe Zugeigen Spannungen auf. Die höchsten Zugeigen Spannungen wurden mit 347 MPa an Schichtoberflächen feingeschliffener Varianten des S 6-5-2 quer zur Schleifrichtung aufgenommen. In Schleifrichtung dagegen weist diese Variante deutliche Druckeigen Spannungen von -892 MPa auf. Im Vergleich dazu treten in der Schichtoberfläche der beiden anderen feingeschliffenen Substrate aus S 6-5-2 sowohl geringe Zugeigen Spannungen in (148 MPa) und quer zur Schleifrichtung (193 MPa) als auch Druckeigen Spannungen von -726 MPa in und von -229 MPa quer zur Schleifrichtung auf. Dagegen besitzt die Schichtoberfläche der rau geschliffenen Werkzeug-Schichtverbundkörper einen nahezu rotationssymmetrischen Eigen Spannungszustand mit deutlichen Druckeigen Spannungen von durchschnittlich -1328 MPa. Der Eigen Spannungen in der Schichtoberfläche der beiden gestrahlten Werkzeugvarianten unterscheidet sich hier deutlich. Die gestrahlte Variante 6323 besitzt geringe Druckeigen Spannungen von -255 MPa während die gestrahlte Variante 6326 deutlich höhere Druckeigen Spannungen von -1322 MPa aufweist. Die Schichtdicke beider Varianten differiert um etwa 0,3  $\mu\text{m}$  (Tabelle 6-4a). Die Schichtrandbereiche der pulvermetallurgisch hergestellten Substratwerkstoffe S 6-5-3 weisen Druckeigen Spannungen im Falle der Variante „geschliffen fein“ von -1176 MPa und im Falle der Variante „poliert“ von -1640 MPa auf. Systematische Zusammenhänge zwischen dem Substratwerkstoff bzw. der Substratwerkstofffertigung und dem Schichteigen-

spannungszustand bestehen hier nicht. Die Halbwertsbreite der {220}-Interferenzlinien des TiN liegt bei allen Werkzeug-Schichtverbundkörpern zwischen 2,7° und 3,4° in 2 Theta.

Die Bauteilproben weisen alle Druckeigen Spannungen in der Schichtrandzone auf. Der unterschiedlich gefertigte Substratwerkstoff C45V weist in den Randzonen der aufgetragenen PACVD-Schichten Druckeigen Spannungswerte von -728 MPa für die Variante „geschliffen rau“ bis -2439 MPa für die Variante „poliert“ auf. Ein direkter Rauheitseinfluß auf die Eigen Spannungen in den Schichtoberflächen besteht hier nicht. Der Wärmebehandlungszustand des C45 zeigt ebenfalls keinen Einfluß auf den Eigen Spannungszustand in der Schichtrandzone. Sowohl die geläppte Variante des C45V als auch die geläppte Variante des C45N weist im Schichtrandbereich Druckeigen Spannungswerte von rund -1300 MPa auf. Bezüglich der verschiedenen Werkstoffe mit gleicher Endbearbeitung der Substrate treten unterschiedliche Druckeigen Spannungszustände in den Schichtrandzonen auf. Die Eigen Spannungswerte reichen von -800 MPa im Falle des Substratwerkstoffes 49 MnVS3 bis -1978 MPa im Falle des 100Cr 6 (Tabelle 6-4b). Ein direkter Einfluß der Substratwerkstoffhärte auf die Eigen Spannungen in den TiN-Schichten besteht den Ergebnissen nach zu urteilen nicht. Die aufgenommenen Interferenzlinienbreiten der {220}-Linien des Titanitrids reichen von 2,7° bis 3,1° in 2 Theta.

### 6.3.5 CVD

Die Eigen Spannungszustände in der Oberflächenrand-schicht wurden sowohl für die TiN- als auch für die TiC-Bereiche bestimmt. Die Ergebnisse sind in der Tabelle 6-5 dargestellt. Es liegen sowohl in der TiN- wie auch in der

Tabelle 6-5

Eigenspannungen in TiC/TiN-Schichten (CVD-Verfahren)

Mit „\*“ gekennzeichnete Varianten besitzen rotationssymmetrische Eigenspannungszustände.

| Code   | Werkstoff    | Bearbeitungs-<br>zustand | $\sigma_{ES, y}$<br>TiN<br>(MPa) | $\sigma_{ES, x}$<br>TiN<br>(MPa) | $\sigma_{ES, y}$<br>TiC<br>(MPa) | $\sigma_{ES, x}$<br>TiC<br>(MPa) |
|--------|--------------|--------------------------|----------------------------------|----------------------------------|----------------------------------|----------------------------------|
| 6122.. | S 6-5-2      | geschliffen rau          | -1399                            | -1949                            | -775                             | -847                             |
| 6222.. | S 6-5-2      | geschliffen fein         | -1842                            | -1855                            | -366                             | -487                             |
| 2122.. | C 45 N       | geschliffen rau          | -1485                            | -                                | -                                | -                                |
| 2322.. | C 45 N       | gestrahlt                | -2392                            | *                                | -2115                            | *                                |
| 2222.. | C 45 N       | geschliffen fein         | -2121                            | -                                | -2616                            | -                                |
| 2422.. | C 45 N       | geläppt                  | -1893                            | *                                | -2975                            | *                                |
| 2522.. | C 45 N       | poliert                  | -3586                            | *                                | -2596                            | *                                |
| 3422.. | 49 MnVS 3    | geläppt                  | -3335                            | *                                | -2722                            | *                                |
| 5422.. | X155CrVMo121 | geläppt                  | -2038                            | *                                |                                  |                                  |

TiC-Schicht der Werkzeug-Schichtverbundkörper Druckeigenspannungen vor, wobei diese in der TiC-Schicht weitaus kleiner sind als in der TiN-Schicht. Bezüglich der feingeschliffenen Werkzeugvariante wurde in der Randschicht des Titanitrids ein rotationssymmetrischer Eigenspannungszustand mit Druckeigenspannungswerten von durchschnittlich -1848 MPa aufgenommen. Die Titankarbid-schicht weist deutlich geringere Druckeigenspannungen von durchschnittlich -430 MPa auf. Quer zur Schleifrichtung sind die Druckeigenspannungen wiederum geringer als in Schleifrichtung.

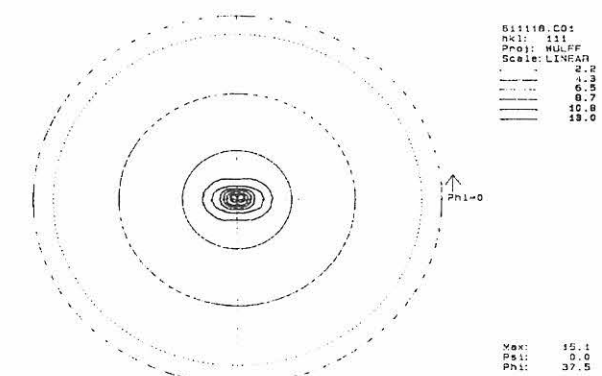
Die grobgeschliffene Werkzeugvariante besitzt in der Randschicht des Titanitrids in Schleifrichtung etwa um 550 MPa höhere Druckeigenspannungen als quer zur Schleifrichtung. Auch hier besitzt die TiC-Schicht dieses Schichtverbundkörpers deutlich geringere Druckeigenspannungen als die TiN-Schicht. Diese sind wiederum höher als die Druckeigenspannungen in der TiC-Schicht der feingeschliffenen Werkzeugvariante. Der beschichtete Substratwerkstoff S 6-5-2 weist in beiden Fällen Zugeigenspannungen im äußeren Substratrand auf.

Die beschichteten Bauteilproben besitzen in der Randschicht des TiN hohe Druckeigenspannungen von -1485 MPa bis -3586 MPa. Im Gegensatz zum Eigenspannungszustand des Titanitrids der Werkzeugproben weisen die Titankarbid-schichten der Bauteilproben hohe Druckeigenspannungen von -2115 MPa bis -2975 MPa auf. In den Titankarbid-schichten der Bauteilvarianten „C45, geschliffen fein“ und „C45, geläppt“ liegen sogar höhere Druckeigenspannungen vor als in der Randschicht des Titanitrids. Der Eigenspannungszustand der Schichten ist den Ergebnissen nach zu urteilen unabhängig vom verwendeten Substratwerkstoff oder dessen Oberflächenfertigung.

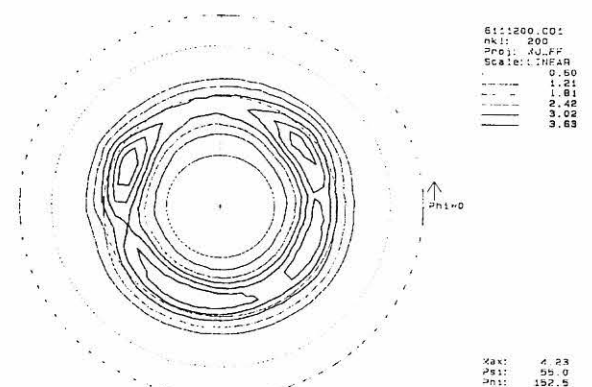
## 6.4 Texturen

Im folgenden wurden die Texturen der TiN-Schichten im Schichttrandbereich untersucht. Da die aufgenommenen Polfiguren sowohl unabhängig vom verwendeten Substratwerkstoff bzw. von dessen Oberflächenfertigung als auch unabhängig von der aufgetragenen Schichtdicke gleiche Vorzugsorientierungen der TiN-Kristalle zeigen, wurde an dieser Stelle stellvertretend für alle durchgeführten Texturmessungen an NV-PVD-Schichten die Meßergebnisse der

Werkzeugvariante „geschliffen rau“ (Substrat S 6-5-2) dargestellt. Grundsätzlich liegt eine schwache Vorzugsorientierung der TiN-Kristalle vor. Die Polfigur der  $\{111\}$ -Netzebenen des TiN ist in *Bild 6-10a* dargestellt. Im Polwinkelbereich bis  $8^\circ$  wurde die maximale Intensität aufgenommen. Im weiteren Verlauf der Texturmessung traten keine Beugungen der Röntgenstrahlen mit höherer Intensität auf. Entsprechend zeigt die Polfigur der  $\{200\}$ -Netzebenen des TiN in *Bild 6-10b* eine Fasertextur mit einer rotationssymmetrischen Anordnung der  $\{200\}$ -Netzebenen bei dem Polwinkel  $\psi$  von  $45^\circ < \psi < 62^\circ$ . Beide Texturaufnahmen entsprechen einer Vorzugsorientierung der TiN-Kristalle in  $\{111\}<111>$ . Alle weiteren aufgenommenen Polfiguren der NV-PVD-Schichten zeigen ähnliche Vorzugsorientierungen der TiN-Kristalle in den aufgetragenen Schichten.



a) Polfigur der  $\{111\}$ -Netzebene



b) Polfigur der  $\{200\}$ -Netzebene

*Bild 6-10 a) und b)*  
Polfiguren einer TiN-Schicht (NV-PVD, geschliffen rau, Substrat: S 6-5-2)

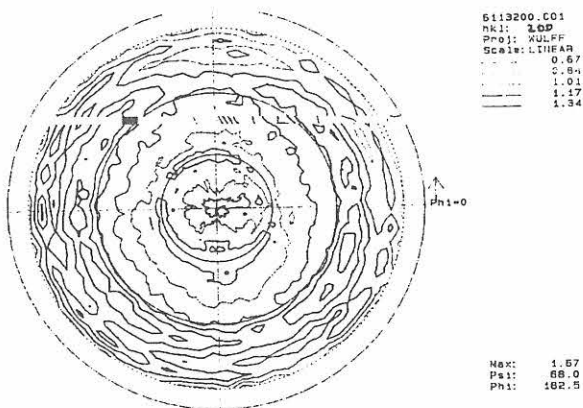
Die Textur der TiN-Schichten, die durch MS-PVD hergestellt wurden, weisen eine Fasertextur mit einem Intensitätsmaximum im Zentrum der Polfigur und einer rotationssymmetrischen Intensitätsmaximaverteilung bei einem Polwinkel  $\psi$  von  $55^\circ < \psi < 80^\circ$  auf. Die  $\{200\}$ -Netzebenen dieser Schicht weisen im Zentrum der aufgenommenen Polfigur (Bild 6-11a) erhöhte Intensitäten auf. Außerdem wurden hohe Intensitäten im Polwinkelbereich für  $55^\circ < \psi < 80^\circ$  gemessen. Beide Polfiguren zeigen, daß hier zwei Vorzugsorientierungen  $\{111\}<111>$  und  $\{111\}<200>$  vorliegen. Dagegen zeigt die Polfigur der  $\{111\}$ -Netzebenen der TiN-Schicht einer feingeschliffenen Variante nur eine Vorzugsorientierung (Bild 6-11b). Das Maximum in der Mitte der Polfigur und das rotationssymmetrische Auftreten höherer Beugungsintensitäten in einem Polwinkelbereich von  $55 < \psi < 74^\circ$  zeigt die Vorzugsorientierung  $\{111\}<111>$  der Titanitrid-Kristalle. Die Substratvariante, deren Oberflächen vor der Beschichtung fein geschliffen waren und eine dickere TiN-Schicht besaßen, weisen ebenfalls die beschriebene Vorzugsrichtung  $\{111\}<111>$  der Titanitrid-Kristalle auf. Die aufgenommenen Polfiguren der Bauteil-Schichtverbundkörper zeigen wiederum ähnliche Polfiguren wie die Werkzeug-Schichtverbundkörper mit den beiden Vorzugsorientierungen  $\{111\}<111>$  und  $\{111\}<200>$ .

Alle aufgenommenen Polfiguren von ARC-PVD-Schichten zeigen unabhängig von dem verwendeten Substrat-

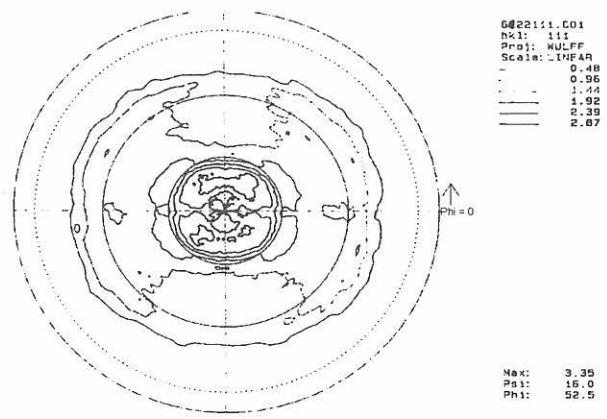
werkstoff, von der angewandten Substratfertigung und von der aufgetragenen Schichtdicke für die Messung der  $\{111\}$ -Netzebenen im Zentrum der Polfigur ein starkes Beugungsintensitätsmaximum. Die Aufnahme der  $\{200\}$ -Netzebenen des TiN beschreibt durch die erstellte Polfigur eine Fasertextur mit einer Intensitätsmaximaverteilung in einem Beugungswinkelbereich von etwa  $50^\circ < \psi < 60^\circ$ . Beide Polfiguren beschreiben eine starke Vorzugsorientierung von  $\{111\}<111>$ .

Bei TiN-Schichten, die mit dem PACVD-Verfahren hergestellt wurden, tritt eine schwache, aber doch ausgeprägte Fasertextur auf. Es liegt eine rotationssymmetrische Anordnung der  $\{111\}$ -Netzebenen des Titanitrids in einem Polwinkelbereich von etwa  $35^\circ < \psi < 75^\circ$  vor. Diese Intensitätsmaximaverteilung beschreibt die Fasertextur  $\{111\}<013>$ . Theoretisch treten bei der genannten Fasertextur die Intensitätspole bei den  $\psi$ -Winkeln  $43^\circ$  und  $69^\circ$  auf.

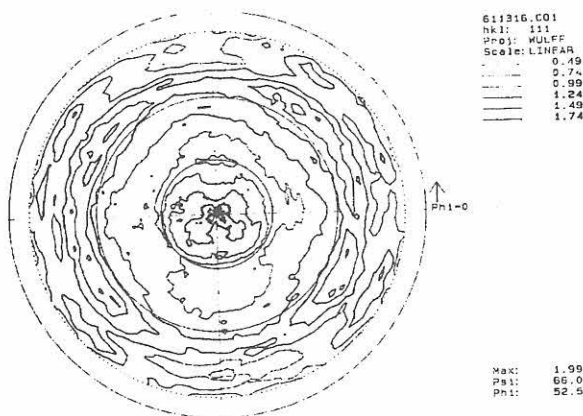
Die TiN/TiC-Schichten (CVD) wurden ebenfalls untersucht, wobei sich die Messungen auf den TiN-Bereich der Hartstoffschichten beschränkte. Dabei wurden die  $\{111\}$ -Interferenzlinien sowie die  $\{200\}$ -Interferenzlinien des TiN vermessen. Die Polfigur der  $\{111\}$ -Netzebene zeigt eine rotationssymmetrische Intensitätsmaximaverteilung bei einem Polwinkel von  $10^\circ < \psi < 25^\circ$  (Bild 6-12a). Die Polfigur der  $\{200\}$ -Interferenzlinien zeigt eine Fasertextur mit zwei Intensitätspolen bei den Polwinkeln  $30^\circ < \psi < 42^\circ$



a) Polfigur der  $\{111\}$ -Netzebene

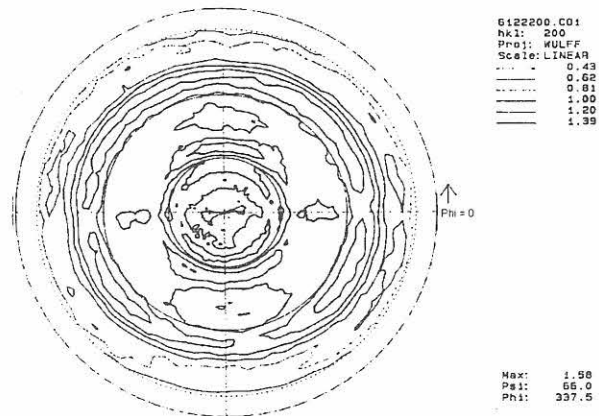


a) Polfigur der  $\{111\}$ -Netzebene des TiN



b) Polfigur der  $\{200\}$ -Netzebene

Bild 6-11 a) und b)  
Polfiguren einer TiN-Schicht  
(MS-PVD, geschliffen rau, Substrat: S 6-5-2)



b) Polfigur der  $\{200\}$ -Netzebene des TiN

Bild 6-12 a) und b)  
Polfiguren einer TiN/TiC-Schicht  
(CVD, geschliffen rau, Substrat: S 6-5-2)

Tabelle 6-6  
 Fasertexturen in TiN-Schichten, abhängig vom verwendeten Beschichtungsverfahren

| Beschichtungsverfahren       | Fasertextur                | Bemerkung          |
|------------------------------|----------------------------|--------------------|
| ARC-PVD                      | {111} <111>                | stark ausgeprägt   |
| MS-PVD                       | {111} <111><br>{111} <200> | schwach ausgeprägt |
| NV-PVD                       | {111} <111>                | schwach ausgeprägt |
| PACVD                        | {111} <013>                |                    |
| CVD                          | {111} <112>                |                    |
| unbeschichtetes $\alpha$ -Fe | {111} <110>                |                    |

und  $60^\circ < \psi < 72^\circ$  (Bild 6-12b). Beide Polfiguren beschreiben die Textur {111} <112>.

Die Ergebnisse der Texturuntersuchungen an TiN-Schichten, die mit dem PVD-, PACVD- und CVD-Verfahren hergestellt wurden sind in Tabelle 6-6 zusammengefasst.

## 6.5 Rauheitsmessungen

Nach der Beschichtung der Schichtverbundkörper wurden die Werkzeug- und Bauteilproben erneut bei Mercedes Benz und in der BAM vermessen. Von besonderem Interesse war die Veränderung der Oberflächentopographie bzw. Oberflächenrauheit durch die verschiedenen Beschichtungsverfahren:

Obwohl es nicht primäres Ziel des Forschungsvorhabens war, die verschiedenen Beschichtungstechnologien zu vergleichen, wird im folgenden die Veränderung der Oberflächenrauheit in Abhängigkeit von den einzelnen Verfahren betrachtet, da diese die Endrauheit mehr beeinflussen als z.B. die Anfangsrauheit vor dem Beschichten selbst. Dies erfolgt am Beispiel der beschichteten Bauteilproben.

Es wurden insgesamt 250 Bauteil-Schichtverbundkörper mit dem NV-PVD-Verfahren beschichtet, wobei die Rauheiten vor der Beschichtung zwischen  $R_{z-D} = 0,05 \mu\text{m}$  für polierte und  $4,5 \mu\text{m}$  für erodierte Proben lag. Bild 6-13 zeigt die Rauheit vor und nach der Beschichtung. Es wird

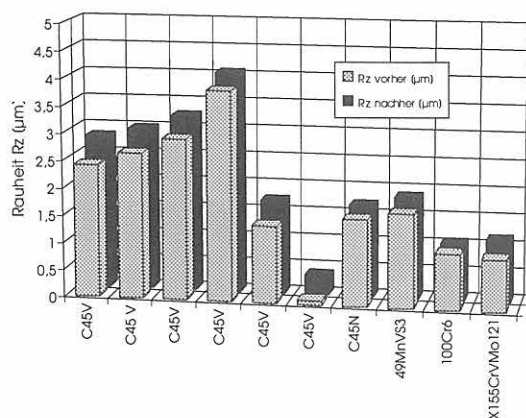


Bild 6-13  
 Gemittelte Rauhtiefe  $R_{z-D}$  vor und nach der Beschichtung (Beschichtungsverfahren: NV-PVD)

deutlich, daß die absolute Rauheitszunahme nur wenig von der Ausgangsrauheit abhängt. Sowohl bei polierten als auch bei läppgestrahlten Proben liegt die Rauheitszunahme, wie bei den anderen Oberflächenbearbeitungsverfahren auch, bei rund  $0,2 - 0,3 \mu\text{m}$ . Nur bei einer Variante (100Cr6, geläppt) kann im Durchschnitt keine Zunahme der Rauheit festgestellt werden.

Noch uneinheitlicher war die Rauheitszunahme bei Verwendung des CVD-Verfahrens. Zwar war die absolute Rauheitszunahme mit durchschnittlich rund  $1,5 \mu\text{m}$  (für  $R_{z-D}$ ) sehr hoch, doch gab es auch hier deutliche Unterschiede (Bild 6-14). Bei etwa gleicher Ausgangsrauheit lag die Zunahme zwischen  $R_{z-D} = 1,1$  und  $2,3 \mu\text{m}$ . Für polierte Varianten stieg die gemittelte Rauhtiefe  $R_{z-D}$  von  $0,1$  auf  $1,7$ , für eine andere geläppte Variante dagegen nur von  $R_{z-D} = 0,6$  auf  $1,2 \mu\text{m}$ . Vor und nach der Beschichtung mittels CVD-Verfahren konnte für läppgestrahlte Probe die größte Rauheit gemessen werden.

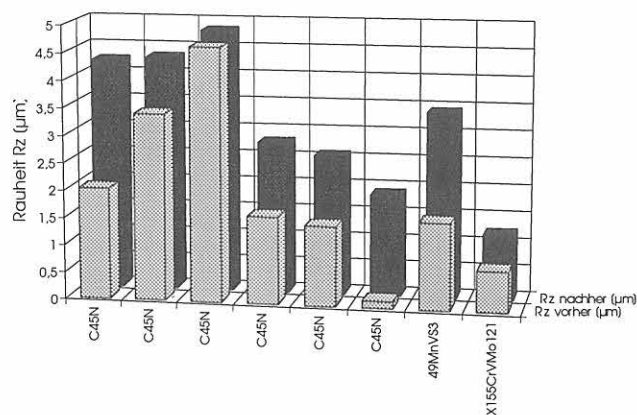


Bild 6-14  
 Gemittelte Rauhtiefe  $R_{z-D}$  vor und nach der Beschichtung (Beschichtungsverfahren: CVD)

Acht Varianten wurden mit dem PACVD-Verfahren beschichtet. Die Rauheitszunahme liegt für die gemittelte Rauhtiefe  $R_{z-D}$  meist zwischen  $0,8 - 1,3 \mu\text{m}$ , unabhängig von der vorhandenen Anfangsrauheit (Bild 6-15). In zwei Fällen ist die Zunahme der Rauheit deutlich geringer.

Da die MS-PVD- und ARC-PVD-Verfahren nur bei jeweils drei Varianten verwendet wurden, war die Rauheitszunahme in Abhängigkeit vom Ausgangszustand schwieriger zu beurteilen. Die drei geläppten Varianten, die mit dem MS-PVD-Verfahren beschichtet wurden zeigten eine gleichmä-



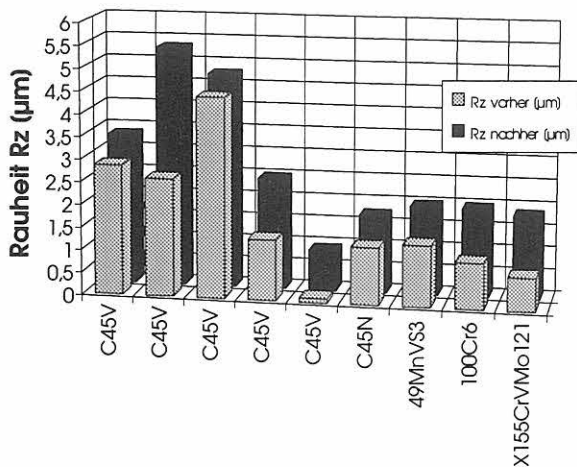


Bild 6-15  
 Gemittelte Rauhtiefe  $R_{z,D}$  vor und nach der Beschichtung  
 (Beschichtungsverfahren: PACVD)

ßige Rauheitszunahme von 0,8 - 1,3  $\mu\text{m}$  (für  $R_{z,D}$ ). Vergleichbares gilt auch für die ARC-PVD-Technik.

Bei den Werkzeug-Schichtverbundkörpern erfolgte ebenfalls eine Aufrauung der Oberfläche durch den Beschichtungsvorgang. Das Rauheitsniveau und teilweise die Streuung der  $R_{z,D}$ -Werte lagen im Bereich der Ziehradien deutlich höher als im Bereich der Planflächen. Die höchsten  $R_{z,D}$ -Werte wurden wie auch schon bei den Bauteil-Schichtverbundkörpern an den nicht nachpolierten CVD- und PACVD-Schichten gemessen. Von den untersuchten Bearbeitungsverfahren zeigten die läppgestrahlten Varianten die höchsten Rauheitswerte sowohl vor als auch nach der Beschichtung.

In der Tabelle 6-7 sind die Rauheitswerte vor und nach der Beschichtung für einige Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörper exemplarisch zusammengefaßt.

Tabelle 6-7  
 Rauheitswerte  $R_{z,D}$  der Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörper (Mittelwerte)

| Werkstoff                            | Beschichtungszustand | Bearbeitungsverfahren | $R_{z,D}$ , vorher<br>Planfläche<br>[ $\mu\text{m}$ ] | $R_{z,D}$ , nachher<br>Planfläche<br>[ $\mu\text{m}$ ] | $R_{z,D}$ , nachher<br>Ziehradius<br>[ $\mu\text{m}$ ] |
|--------------------------------------|----------------------|-----------------------|---|--|--|
| <b>Werkzeug-Schichtverbundkörper</b> |                      |                       |   |  |  |
| S 6-5-2                              | geschliffen rau      | ARC-PVD               | 2,1   | 2,8  | 4,8  |
| S 6-5-2                              | geschliffen fein     | MS-PVD                | 0,6   | 0,9  | 2,2  |
| S 6-5-2                              | gestrahlt            | CVD                   | 3,2   | 4,9  | 6,3  |
| S 6-5-2                              | geläppt              | NV-PVD                | 0,2   | 0,9  | 2,7  |
| S 6-5-2                              | poliert              | MS-PVD                | 0,3   | 0,8  | 1,6  |
| S 6-5-3                              | geschliffen fein     | PACVD                 | 0,7   | 1,6  | —  |
| S 6-5-3                              | poliert              | NV-PVD                | 0,2   | 0,5  | 1,5  |
| CPMT 15                              | geschliffen fein     | NV-PVD                | 0,8   | 1,2  | 1,9  |
| CPMT 15                              | gestrahlt            | NV-PVD                | 3   | 3,3  | 3,6  |
| <b>Bauteil-Schichtverbundkörper</b>  |                      |                       |   |  |  |
| C45V                                 | geschliffen rau      | PACVD                 | 2,9   | 3,3  | —  |
| C45V                                 | geschliffen rau      | NV-PVD                | 2,9   | 3,2  | —  |
| C45V                                 | gestrahlt            | NV-PVD                | 3,9   | 4,1  | —  |
| C45V                                 | geläppt              | ARC-PVD               | 1,4   | 2,6  | —  |
| C45V                                 | poliert              | PACVD                 | 0,1   | 0,9  | —  |
| C45N                                 | geschliffen rau      | CVD                   | 2,0   | 4,2  | —  |
| C45N                                 | gestrahlt            | CVD                   | 4,6   | 4,8  | —  |
| C45N                                 | geläppt              | NV-PVD                | 1,6   | 1,7  | —  |
| C45N                                 | poliert              | CVD                   | 0,1   | 1,9  | —  |
| 49MnVS3                              | geläppt              | PACVD                 | 1,4   | 2,0  | —  |
| 100Cr6                               | geläppt              | ARC-PVD               | 1,0   | 2,2  | —  |
| X155CrVMo121                         | geläppt              | NV-PVD                | 1,0   | 1,1  | —  |

## 7. Versuchsprogramm und -durchführung

Nach der eingehenden Charakterisierung der beschichteten Schichtverbundkörper wurde in Kurzzeit-Drehtests das funktionelle Verhalten der Werkzeug-Schichtverbundkörper und in Modellverschleißuntersuchungen das funktionelle Verhalten der Bauteil-Schichtverbundkörper untersucht. Im Anschluß daran wurden verschiedene Werkzeuge und Bauteile entsprechend den Ergebnissen, die mit den Schichtverbundkörpern erreicht wurden, gefertigt (s. Kap. 2.3 und 2.4). Im folgendem werden nun die einzelnen Labor- und Felduntersuchungen mit den entsprechenden Ergebnissen zusammengefaßt dargestellt. Ausführlichere Beschreibungen sind den Abschlußberichten der jeweiligen Verbundpartner zu entnehmen.

### 7.1 Kurzzeit-Drehtests mit Werkzeug-Schichtverbundkörpern

Die Kurzzeit-Drehversuche erfolgten auf einer CNC-Drehmaschine mit beschichteten Werkzeug-Schichtverbundkörpern. Die Schichtverbundkörper besitzen zwei Schneidecken (Radius: 1,6 mm). Mit der linken Schneidecke wurde der Werkstoff 20MoCr4N zerspannt ( $R_m = 550 \text{ N/mm}^2$ ), mit der rechten Schneide analog der Werkstoff 42CrMo4V ( $R_m = 1100 \text{ N/mm}^2$ ). Die Werkzeugwinkel des im Werkzeughalter geklemmten Schichtverbundkörpers wurden entsprechen den üblichen Werten festgelegt:

- Freiwinkel  $\alpha = 7^\circ$
- Spanwinkel  $\beta = 4^\circ$
- Einstellwinkel  $\chi = 75^\circ$

In Vorversuchen wurde durch Variation von Schnittgeschwindigkeit  $v_c$ , Schnitttiefe  $a_p$  und Vorschub  $f$  das Verschleißverhalten der Werkzeug-Schichtverbundkörper erprobt. Für Vergleichsuntersuchungen an den unterschiedlichen Schichtverbundsystemen wurde ein gleichmäßiger Verschleiß sowohl auf der Span- (Kolkverschleiß KV) als auch auf der Freifläche (Verschleißmarkenbreite  $VB_w$ ) bei einer Standzeit von 10 bis 15 Minuten angestrebt. Hieraus ergaben sich folgende Schnittparameter:

|                               |                               |
|-------------------------------|-------------------------------|
| 20 MoCr4N<br>(linke Schneide) | 42CrMo4V<br>(rechte Schneide) |
| $v_c = 120 \text{ m/min}$     | $v_c = 60 \text{ m/min}$      |
| $a_p = 1 \text{ mm}$          | $a_p = 1 \text{ mm}$          |
| $f = 0,1 \text{ mm/U}$        | $f = 0,1 \text{ mm/U}$        |
| Trockenlauf                   |                               |

Die zu bearbeitenden Werkstoffe 20MoCr4N und 42CrMo4V lagen in Walzenform vor. Die Walzen des jeweiligen Werkstoffes wiesen trotz Chargengleichheit große Streuungen in Festigkeit und Bearbeitbarkeit auf. Härte- und Gefügeunterschiede sowie Zeiligkeit innerhalb einer Walze sowie von Walze zu Walze waren beim 20MoCr4 stärker ausgeprägt als beim 42CrMo4.

Da sowohl die Unterschiede der Festigkeitswerte als auch Seigerungseffekte einen eventuellen Einfluß auf den Ver-

schleiß der Werkzeug-Schichtverbundkörper haben konnten, wurden versuchsbegleitend unbeschichtete Werkzeugschichtverbundkörper als Referenzproben eingesetzt.

Die Zerspanläufe wurden jeweils nach ca. 4, 8 und 12 Minuten gestoppt, die Proben zur lichtmikroskopischen Begutachtung ausgebaut, vermessen und anschließend wieder eingebaut. Die Verschleißmarkenbreite  $VB_w$  wurde direkt mittels Meßkala gemessen. Art und Größe des Kolkverschleißes KV wurden nachträglich anhand der Fotodokumentation quantitativ erfaßt. Für die Charakterisierung des Kolkverschleißes wurde von der Mercedes Benz AG ein entsprechendes Merkmalsraster für die *Verschleißgröße* und die *Verschleißerscheinungsform* entwickelt. Letztere wurde in verschiedene Klassen mit unterschiedlichen *Gewichtungsfaktoren* eingeteilt. Der Verschleißfortschritt wurde mit Hilfe einer Richtreihe von 1 bis 6 quantifiziert. *Gewichtungsfaktor* multipliziert mit der Verschleißgröße ergibt dann den sog. *Verschleißindex VI*. Die Summe dieses Verschleißindex beträgt bei einer Schnittzeit von 12 Minuten minimal 3,0 („sehr gut“) und maximal 36 („ungenügend“, wie unbeschichtet). Eine derartige zahlenmäßige Bewertung des Kolkverschleißes erlaubt eine absolute quantitative Klassifizierung aller Varianten.

### 7.2 Streifenziehversuche mit Werkzeug-Schichtverbundkörpern

Die Streifenziehversuche wurden so durchgeführt, daß ein Stahlband (Werkstück) zwischen Niederhalter und Schichtverbundkörper hindurchgleitet und um den Ziehradius gebogen wird  $/3/$ . Die Ziehwege waren aufgrund der Geometrie der Exzenterwelle und der Pneumatiksteuerung auf 26 mm festgelegt. Die mittlere Ziehgeschwindigkeit lag bei 0,16 mm/s. Der Verschleiß im Bereich des Ziehradius wurde nach festgelegten Kriterien ausgewertet.

### 7.3 Systemanalyse der tribologischen Vorgänge im Bauteil „Flügelzellenpumpe“ und deren Simulation mittels Modellverschleißprüfung

Die Modellverschleißuntersuchungen wurden mit dem Ziel durchgeführt, geeignete Substrat-Oberflächenbearbeitungsvarianten für eine spätere Anwendung in einer Vickers-Flügelzellenpumpe auszuwählen. Von den 45 zur Auswahl stehenden Varianten sollten die zehn besten herausgefunden werden und dann die Flügel für die Hydraulikpumpe entsprechend den Schichtverbundkörper-Bauteilen gefertigt werden. Aufgrund der Komplexität des gesamten Vorhabens mußte schon während der Modellprüfung, die zu diesem Zeitpunkt noch nicht abgeschlossen war, eine Vor-

auswahl getroffen werden, um einen zu großen Zeitverlust im Rahmen des Verbundvorhabens zu vermeiden. Daher wurden, den Modellverschleißergebnissen nach zu urteilen, Substratoberflächen für spätere Bauteilprüfungen ausgewählt, die sehr gute, aber auch nur mäßige Ergebnisse bei der Modellverschleißprüfung geliefert hatten. Auf diese Weise konnte die Aussagefähigkeit der Modellprüfung überprüft werden. Die ausgesuchte Qualitätsreihenfolge sollte möglichst in beiden Prüfsystemen wiederzufinden sein.

Grundvoraussetzung für eine aussagefähige Modellverschleißprüfung ist es, zuerst eine eingehende Systemanalyse des zu simulierenden Tribosystems durchzuführen. Die sehr komplexen mechanischen und tribologischen Vorgänge, die während des Betriebes der Flügelzellenpumpe ablaufen, wurden zu einem früheren Zeitpunkt eingehend an der TH Darmstadt untersucht /5-6/ und in abgeänderter Form teilweise übernommen (Tabelle 7-1a und 7-1b). Im

Anschluß daran wurde ein Modellprüfsystem entwickelt, in das möglichst viele bei der Systemanalyse gefundene Parameter integriert werden sollten. Dies war jedoch aufgrund der Komplexität des Flügelzellenpumpenbetriebes nur bedingt möglich. Während auf der einen Seite Parameter, wie Werkstoffe, Rauheiten der Kontaktpartner, Schmierstoff, Verschleißschutzschichten, Versuchsdauer direkt in das Modellprüfsystem übernommen werden konnten, mußte z.B. auf die drehwinkelabhängige pulsierende Belastung und die daraus entstehenden wechselnden Flächenpressungen verzichtet werden. Dafür wurde im Modellsystem eine gleichbleibende Belastung bzw. Anfangsflächenpressung gewählt, die den Maximalwerten der Flügelzellenpumpe entsprach. Tabelle 7-1a zeigt in Gegenüberstellung die gefundenen Beanspruchungsparameter für Flügelzellenpumpe und Modellsystem.

Als Schmierstoff kam in beiden Prüfsystemen Praffindünnöl zum Einsatz, welches bei der Flügelzellenpumpe auch

Tabelle 7-1a  
Vergleichende Darstellung der Systemstrukturen und Beanspruchungskollektive von Flügelzellenpumpe und Modellverschleißprüfsystem

| Struktur der Tribosysteme   |  |   |
|---|--|---|
| Flügelzellenpumpe   | Modellverschleißprüfung  |   |
| rotierend   | stationär  |   |
| <b>Flügel Vicker V104C</b>  | <b>Schichtverbundkörper</b>  | G<br>r<br>u<br>n<br>d<br>k<br>ö<br>r<br>p<br>e<br>r |
| Grundwerkstoff<br>C45V, C45N, 100Cr6, 49MnVS3, X155CrVMo12 1  | Grundwerkstoff<br>C45V, C45N, 100Cr6, 49MnVS3, X155CrVMo12 1   |   |
| Hartstoffschichten<br>TiN, TiC, i-C und Fe <sub>x</sub> N   | Hartstoffschichten<br>TiN, TiC, i-C und Fe <sub>x</sub> N  |   |
| Oberflächenhärte : 800 - 2500 HV  | Oberflächenhärte : 800 - 2500 HV   |   |
| Flügelkopf: 0,4 * 45° [mm]  | Maße: 25*25*7 [mm]   |   |
| Maße<br>Flügel: 15,6 * 11,9 * 1,97 [mm]   |  |   |
| Kontaktlänge: 15,6 mm   | Kontaktlänge: 2 mm   |   |
| Eingriffsverhältnis : 100 %   | Eingriffsverhältnis : 100 %  |   |
| <u>Oberflächenbeschaffenheit an der Stirnfläche nach der Beschichtung (Rz)</u><br>poliert: 0,1 - 0,2 [µm]<br>geläppt: 0,4 - 0,9 [µm]<br>geschliffen: 2,4 - 2,5 [µm] | <u>Oberflächenbeschaffenheit nach der Beschichtung (Rz)</u><br>poliert: 0,3 - 0,5 [µm]<br>geläppt: 1,0 - 2,0 [µm]<br>geschliffen: 2 - 4 [µm] |   |
| stationär   | rotierend  |   |
| <b>Hubring der Flügelzellenpumpe</b>  | <b>Scheibe</b>   | G<br>e<br>g<br>e<br>n<br>k<br>ö<br>r<br>p<br>e<br>r |
| Grundwerkstoff:<br>100Cr6 (gehärtet)<br>Oberflächenhärte : ca. 70 HRC   | Grundwerkstoff:<br>100Cr6 (gehärtet)<br>Oberflächenhärte : 750 HV  |   |
| Inneradius: 28.6 - 33.4 mm  | Probekörperdurchmesser: 42 mm  |   |
| Kontaktlänge: 15,6 mm   | Probekörperdicke: 2 mm   |   |
| Eingriffsverhältnis: << 1%  | Eingriffsverhältnis: < 1%  |   |
| Oberfläche geschliffen  | Oberfläche geschliffen   |   |
| Zwischenmedium: Paraffin, dünnflüssig<br>n = 25 - 80 mPas<br>Temperatur des Zwischmediums: ca. 60 °C  | Zwischenmedium: Paraffin, dünnflüssig<br>n = 70 mPas<br>Temperatur des Zwischmediums: 60-120°C   |   |
| Umgebungsmedium:<br>Paraffin, dünnflüssig   | Umgebungsmedium:<br>Laborluft mit natürlicher Schwankung<br>der relativen Luftfeuchtigkeit und Temperatur                                    |   |
| Reibungszustand:<br>Elastohydrodynamik und Mischreibung   | Reibungszustand:<br>Mischreibung   |   |

Tabelle 7-1b  
Vergleichende Darstellung  
der Systemstrukturen und  
Beanspruchungskollektive  
von Flügelzellenpumpe  
und Modellprüfsystem

| Beanspruchungskollektiv  |  |
|--|--|
| Flügelzellenpumpe  | Modellverschleißprüfung  |
| <p>Bewegungsart: gleiten<br/>Bewegungsablauf: pulsierend<br/>Beschleunigungskraft <math>F_b</math>: -1,5 - 1,5 N<br/>Fliehkraft <math>F_f</math>: 1,6 - 2,4 N<br/>Radiale Druckkraft <math>F_p</math>: 0 - 300 N</p>   | <p>Bewegungsart: gleiten<br/>Bewegungsablauf: kontinuierlich<br/>Normalkraft <math>F_n</math>: 600 N</p>   |
|  |  |
|  |  |
| <p>Flächenpressung resultierend aus der radialen Druckkraft<br/><math>P_{max}</math>: 1100 N/mm bei Umlaufwinkel <math>\alpha = 20-60^\circ</math><br/><math>P_{min}</math>: 10 N/mm bei Umlaufwinkel <math>\alpha = 175^\circ</math></p>  | <p>Flächenpressung resultierend aus der Normalkraft<br/><math>P_{max}</math>: 870 N/mm<sup>2</sup></p>   |
|  |  |
| <p>Gleitgeschwindigkeit :<br/>tangentielle Flügelbewegung: 4,5 - 5 m/s<br/>Flügelbewegung in Hubrichtung: 0 - 1,2 m/s<br/>Drehzahl: 1440 pro min<br/>Versuchszeit: 250 h</p> <p><b>Verschleißerscheinungen</b><br/>beschichtete Flügel<br/>Schichtabplatzungen<br/>abrasiver Verschleiß</p> <p><b>Tribologische Meßgrößen</b><br/>Verschleiß am Flügelkopf<br/>Gewichtsverlust der Flügel<br/>Standzeit der Flügel<br/>Kräfte in radialer Richtung</p> | <p>Gleitgeschwindigkeit :<br/>konstant: 0,88 m/s<br/>Drehzahl: 480 pro min<br/>Versuchszeit: 0,1 - 48 h</p> <p><b>Verschleißerscheinungen</b><br/>beschichtete Schichtverbundkörper<br/>Schichtabplatzungen<br/>adhäsives Versagen</p> <p><b>Tribologische Meßgrößen</b><br/>Verschleißmarkenbreite VB<br/>Standzeit der Schichtverbundkörper<br/>Reibungszahl<br/>Temperaturerhöhung des Schmiermittels</p> |

gleichzeitig das Umgebungsmedium darstellt. Normalerweise werden für Hydraulikpumpen spezielle Hydrauliköle verwendet. Das Paraffindünnöl wurde von der TH Darmstadt verwendet, um nach kürzeren Versuchszeiten aussagekräftige Ergebnisse zu bekommen.

Die Modellverschleißprüfkörper unterscheiden sich deutlich von den Flügeln der Flügelzellenpumpe. Während bei der Flügelzellenpumpe das beschichtete Teil, also der Flügel, bewegt wird und sich der unbeschichtete Hubring in Ruhe befindet, ist bei der Modellprüfung der Schichtverbundkörper stationär und die Scheibe rotiert. Die Kontakt-

länge ist mit 15,6 mm bei der Paarung Flügel/Pumpe sehr viel größer als beim Modellprüfsystem mit einer Kontaktlänge von 2 mm. Die bei der Flügelzellenpumpe auftretenden Relativgeschwindigkeiten liegen mit 4,5 - 5 m/s um den Faktor fünf über denjenigen, die im Modellprüfsystem erreicht werden konnten.

Als Meßgrößen kommen bei der Pumpe der Verschleiß (Gewichtsverlust) und die Standzeit der Flügel in Betracht. Die Verschleißmarkenbreite, Standzeit und Reibungszahl sowie die Temperatur des Schmiermittels waren bei der Modellverschleißprüfung von Interesse.



## 7.4 Modellverschleißuntersuchungen an Bauteil-Schichtverbundkörpern

Die Modellverschleißuntersuchungen wurden mit dem Ziel durchgeführt, geeignete Substrat-Oberflächen für eine spätere Anwendung in einer Flügelzellenpumpe auszuwählen. Von den 47 zur Auswahl stehenden Varianten sollten die zehn besten herausgefunden und dann die Flügel für die Flügelzellenpumpe entsprechend gefertigt werden. Zuerst wurde eine eingehende Systemanalyse des zu simulierenden Tribosystems durchgeführt, da dies Grundvoraussetzung für eine aussagefähige Modellverschleißprüfung ist (s. Kap. 7.3). Die sehr komplexen mechanischen und tribologischen Vorgänge, die während des Betriebes der Flügelzellenpumpe ablaufen, wurden zu einem früheren Zeitpunkt eingehend untersucht und in abgeänderter Form teilweise übernommen [5-8]. Im Anschluß daran wurde ein einfaches Modellprüfsystem entwickelt, in dem Struktur des Tribosystems und Beanspruchungskollektiv möglichst gut mit denen der Flügelzellenpumpe übereinstimmen sollten. Auf die drehwinkelabhängige pulsierende Belastung und die daraus entstehenden wechselnden Flächenpressungen, wie sie bei der Flügelzellenpumpe vorkommen, mußte im Modellprüfsystem verzichtet werden, so daß beide Tribosysteme doch sehr unterschiedlich waren. Jedoch konnten Werkstoffe, Rauheiten der Kontaktpartner, Schmierstoff, Verschleißschutzschichten und Versuchs-

dauer in das Modellprüfsystem übernommen werden. Die gleichbleibende Belastung bzw. Anfangsflächenpressung wurde entsprechend den bei der Flügelzellenpumpe auftretenden Maximalpressungen gewählt. Aufgrund der gewählten Probengeometrie (Bild 7-1) wurden die Modellversuche mit einer Amsler-Verschleißprüfmaschine durchgeführt (Bild 7-2). Die Versuchsparameter gewährleisten, daß ein Versagen der Hartstoffschichten zu einem sofortigen adhäsiven Fressen von Schichtverbundkörper und Stahl-Gegenkörper führte. Die gewählten Versuchszeiten lagen zwischen 180 und 1500 min.

Folgende Parameter konnten in dem Modellverschleißprüfsystem direkt angeglichen werden:

- Schmierstoff: Paraffin, dünnflüssig
- Gegenkörperwerkstoff: 100Cr6, gehärtet
- Grundkörperwerkstoff: Hartstoffschichten (z. B. TiN, Ti(C,N))
- Oberflächenbearbeitung: geläppt, geschliffen, poliert, u. a.
- Bewegungsart: gleiten
- Anfangsflächenpressung: 700 - 900 N/mm<sup>2</sup>

Unter den gegebenen Bedingungen lag die Dicke des elastohydrodynamischen Schmierfilms bei 0,2 µm. Mit den Mittenrauhwerten  $R_{a1} = 0,01 - 0,5 \mu\text{m}$  für die Schichtverbundkörper bzw.  $R_{a2} = 0,2 \mu\text{m}$  für die Scheiben läßt sich das Verhältnis folgendermaßen abschätzen:

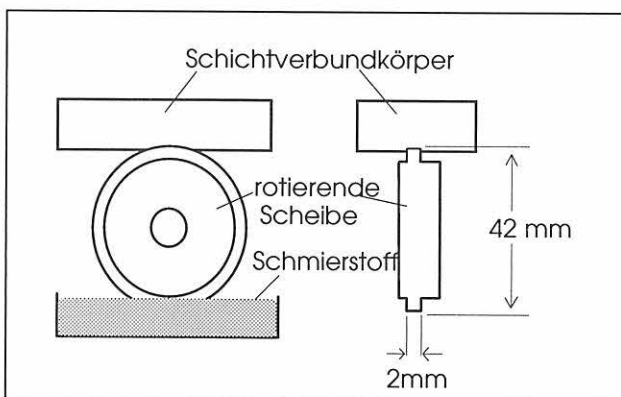


Bild 7-1  
Probenanordnung für Modellverschleißuntersuchungen

$$\lambda = \frac{h_{\min}}{\frac{1}{2} \sqrt{R_{a1}^2 + R_{a2}^2}}$$

Da ein elastohydrodynamisch trennender Schmierfilm erst bei  $\lambda$ -Werten  $> 3$  vorhanden sein kann, diese aber im vorliegenden Fall zwischen 0,75 und 1,9 liegen, herrscht Grenzreibung bzw. höchstens partielle Elastohydrodynamik vor.

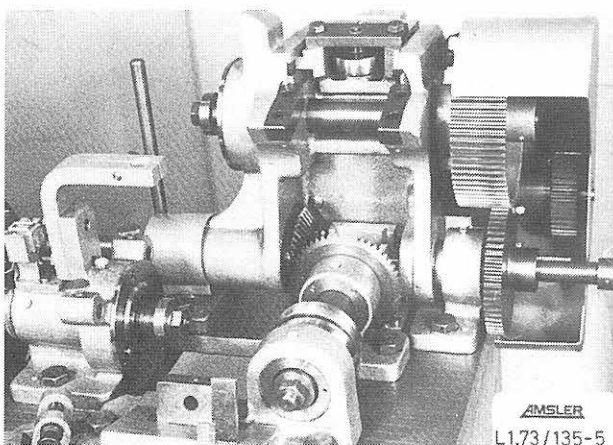


Bild 7-2  
Seitenansicht der Amsler-Verschleißprüfmaschine

## 7.5 Feldversuche mit Werkzeugen und Bauteilen

Nach Abschluß der Modellverschleißuntersuchungen wurden die Flügel für die Flügelzellenpumpe entsprechend den Modellverschleißergebnissen gefertigt, beschichtet und deren funktionelles Verhalten in Bauteilversuchen charakterisiert. Zur Minimierung der Prüfzeit wurden die Versuchsparameter Schmierstoff, Belastung und Gleitgeschwindigkeit verändert. Als Schmierstoff mit relativ schlechten Verschleißschutzeigenschaften wurde niedrigviskoses Paraffin gewählt, so daß die Versuchsdauer auf 50 h reduziert werden konnte, da bis zu diesem Zeitpunkt ausreichend viel Verschleiß an Flügeln und Hubring auf-

trat. Weiterhin wurde die Drehzahl auf  $850 \text{ min}^{-1}$  abgesenkt, so daß Gleitgeschwindigkeiten von  $2,5 - 3 \text{ m/s}$  vorlagen.

In Feldversuchen wurden beschichtete Spiralbohrer und Schaftfräser unter den in der Fertigung üblichen Bedingungen bezüglich Werkzeuggeometrie, Drehzahl, Zustellung, Kühlschmierung usw. geprüft. Als Werkstückwerkstoffe dienten verschiedene Stähle. Von jeder Variante wurden jeweils fünf Spiralbohrer und Schaftfräser eingesetzt. Bei den Bohrversuchen wurden neben TiN-Schichten auch noch Ti(C,N)- und (Ti,Al)N-Schichten untersucht. Das funktionelle Verhalten TiN-beschichteter Präge- und Schneidstempel wurde ebenfalls in Feldversuchen bei der Firma Siemens untersucht. Als Erprobungsbeispiel wurde

ein Teilprodukt in hoher Stückzahl aus  $1,5 \text{ mm}$  dickem Blechmaterial Ck45 gefertigt. Die Prägeversuche wurden an einer  $800 \text{ kN}$ -Presse bei Hubzahlen von  $400 \text{ min}^{-1}$  und einem Preßdruck von  $250 \text{ kN}$  durchgeführt. Die Präge- und Schneidstempel lagen in erodierter, geschliffener oder polierter Ausführung vor.

Des weiteren wurden bei der Firma Bosch beschichtete Werkzeuge beim Massivumformen erprobt. Dazu wurden Fließpreßstempel aus Schnellarbeitsstahl verwendet, wie sie üblich für das Fließpressen von Kerzengehäusen bzw. Ventilgehäusen sind. Die Stempel lagen in geschliffener und läppgestrahlter Form vor und wurden mit TiN beschichtet.

## 8. Versuchsergebnisse

Im folgenden werden die Versuchsergebnisse der Labor- und Feldversuche dargestellt, wobei diese entsprechend der zeitlichen Vorgehensweise (Bild 2-4) sortiert sind. Zuerst werden die Ergebnisse mit Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörpern vorgestellt und im Anschluß daran die Ergebnisse der Zerspan- und Bauteilversuche unter praxisnahen Bedingungen.

### 8.1 Kurzzeit-Drehtests (Werkzeug-Schichtverbundkörper)

Die Ergebnisse der Drehversuche mit den Werkzeug-Schichtverbundkörpern zeigen einen deutlichen Einfluß der Oberflächenvorbehandlung auf das Verschleißverhalten. So zeigen läppgestrahlte und rau geschliffene Proben, die mittels NV-PVD-Verfahren beschichtet wurden, den geringsten Gesamtverschleiß bzw. Verschleißindex (Bild 8-1). Glattere Oberflächen (fein geschliffen, geläppt oder poliert) führen zu erhöhten Verschleißindizes. Ein derartiger Einfluß der Substratvorbehandlung auf das funktionelle Verhalten nach der Beschichtung läßt sich auch auf die an-

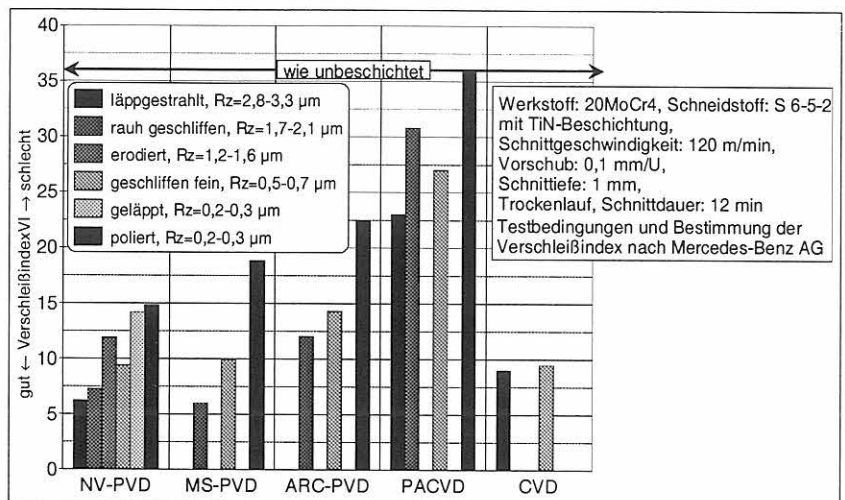
deren verwendeten PVD-Verfahren übertragen. Die qualitative Reihenfolge rau geschliffen → fein geschliffen → poliert ist jeweils gleich. Das Verschleißniveau wird darüberhinaus durch die verschiedenen PVD-Verfahren beeinflusst.

Das schlechte Abschneiden der mittels PACVD beschichteten Schichtverbundkörper ist auf die noch nicht optimierten Beschichtungsparameter zurückzuführen. Beim CVD-Verfahren scheint die Oberflächenvorbehandlung keinen derartig großen Einfluß auf das spätere funktionelle Verhalten zu spielen wie bei den PVD-Verfahren, auch wenn nur zwei Oberflächenbearbeitungsvarianten untersucht werden konnten

Im Rahmen der Zerspanuntersuchungen wurden drei verschiedene Schnellarbeitsstahl-Sorten und zwei unterschiedliche Werkstückmaterialien untersucht (Kap. 3). Während bei  $20\text{MoCr4N}$  kein signifikanter Einfluß des Substratwerkstoffs auf den Verschleißindex VI festgestellt wird (Bild 8-2), schneidet der CPMT15 beim Zerspanen von  $42\text{CrMo4V}$  besser ab als der Schnellarbeitsstahl S 6-5-2 (Bild 8-3). Parallel zu den Zerspanversuchen wurden zu-

Bild 8-1

Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit vor der Beschichtung auf das Verschleißverhalten hartstoffbeschichteter Werkzeug-Schichtverbundkörper (Kurzzeit-Drehtests)



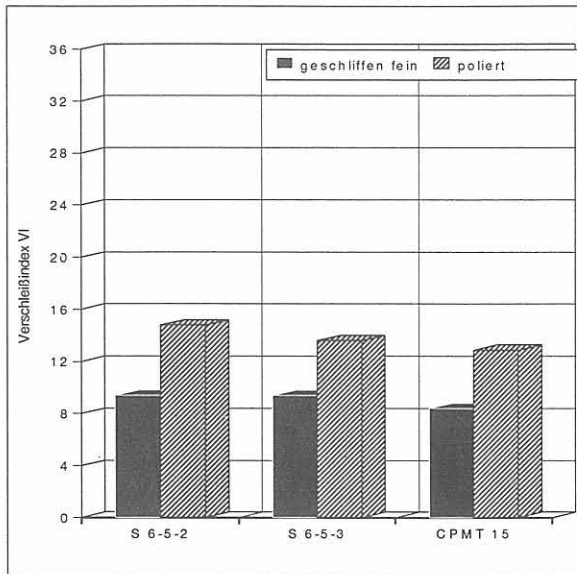


Bild 8-2  
Einfluß des Substratwerkstoffs auf den Verschleißindex VI für TiN-beschichtete Werkzeug-Schichtverbundkörper (Kurzzeit-Drehtests, Versuchsbedingungen, s. Bild 8-1))

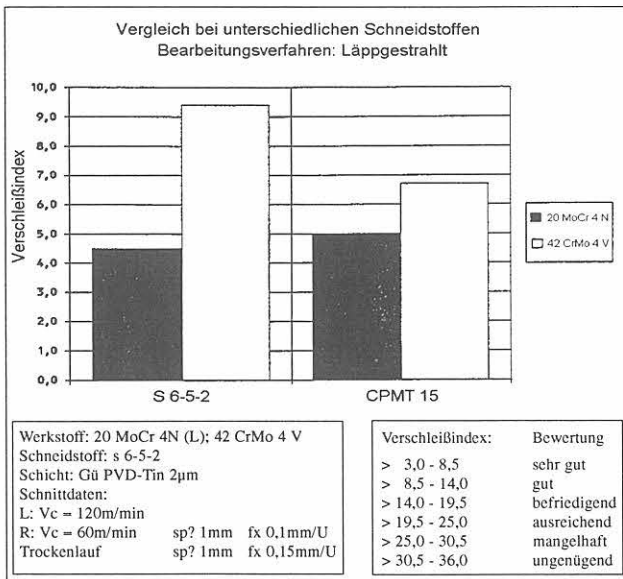


Bild 8-3  
Einfluß des Werkstückwerkstoffs auf den Verschleißindex VI für TiN-beschichtete Werkzeug-Schichtverbundkörper (Kurzzeit-Drehtests)

sätzlich Scratch-Tests zur Beurteilung der Haftfestigkeit durchgeführt. Erwartungsgemäß konnte jedoch keine Korrelation zwischen der kritischen Last  $L_{cl}$  und dem mittels Zerspanuntersuchungen ermittelten Verschleißindex VI gefunden werden [1]. Demnach eignet sich der Scratch-Test nicht zur Beurteilung des funktionellen Verhaltens von Hartstoffschichten.

## 8.2 Streifenziehuntersuchungen (Werkzeug-Schichtverbundkörper)

Von den untersuchten Ziehanten der Werkzeug-Schichtverbundkörper, die mit Hilfe des „intermittierenden

Streifenziehversuchs mit Umlenkung“ über eine Hubzahl von 100.000 getestet wurden, fiel keine durch meßtechnisch erfassbare Verschleißerscheinungen vorzeitig aus. Aufgrund einer optischen Begutachtung in Zusammenhang mit den gemessenen Reibungszahlen sowie der gemittelten Rauhtiefe  $R_{z,D}$  am umgeformten Blechwerkstoff ist eine Differenzierung der Schichtverbundkörpervarianten dennoch möglich. Das schlechteste Verschleißverhalten war bei TiN-Schichten zu beobachten, die mit dem PACVD-Verfahren erzeugt wurden. An diesen traten großflächige Ablplatzungen der Hartstoffschicht im Bereich der Ziehantenrundungen auf und die Rauhtiefe  $R_{z,D}$  des Blechwerkstoffs lag schon nach 10.000 Hüben bei 15  $\mu\text{m}$ .

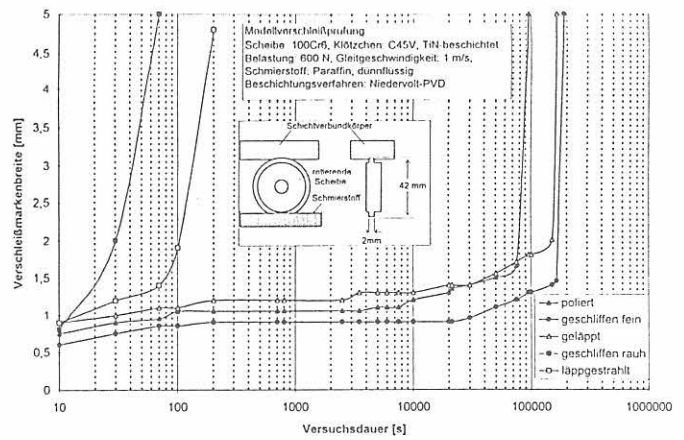
Alle mittels PVD-Technik abgeschiedenen TiN-Schichten zeigen ein sehr ähnliches funktionelles Verhalten über 100 000 Hübe hinweg. Läppgestrahlte Ziehanten liefern vergleichsweise raue Umformoberflächen bei hohen und stark schwankenden Reibungszahlen. Niedrige Reibungszahlen bei gleichmäßig glatten Oberflächen zeigten rau bzw. fein geschliffene oder polierte Ziehradien. Eine Steigerung der Hubzahl auf über 500 000 Hübe war ohne eine nennenswerte Verschleißzunahme möglich. Aufgrund von derart hohen Standzeiten konnte das ursprüngliche Versuchsprogramm nicht im geplanten Umfang realisiert werden.

## 8.3 Modellverschleißuntersuchungen (Bauteil-Schichtverbundkörper)

Im Rahmen der Vorversuche wurde vor allem die Versuchsdauer und die Prüfbelastung variiert. Bei der Belastungsvariation ging es darum, die in der Flügelzellenpumpe vorherrschenden Pressungen von 700 - 1100 N/mm<sup>2</sup> möglichst zu erreichen. Vorversuche mit einer Belastung von 600 N zeigten deutlich den Beginn von Schichtversagen, da es im Anschluß daran zu einem sofortigen adhäsiven Fressen von Scheibe und Schichtverbundkörper kam. Bei intakten Hartstoffschichten lag die Reibungszahl meist bei rund 0,1. Bei 600 N Belastung lagen die Anfangspressungen bei 875 N/mm<sup>2</sup> und waren somit vergleichbar mit denen im Flügelzellenpumpenbetrieb. Versuche mit unbeschichteten Probekörpern endeten bei den gewählten Belastungen schon nach wenigen Sekunden, ebenfalls durch adhäsives Fressen. Bei Versuchen mit geringeren Belastungen war die Übergangszeit zwischen dem Versagen der Schicht und adhäsivem Versagen deutlich länger, so daß der Versagenszeitpunkt nicht genau bestimmt werden konnte. Entsprechende Versuche mit unbeschichteten Schichtverbundkörpern dauerten 15 bis 45 min.

Die Versuchsdauer wurde mit diskontinuierlicher Verschleißmessung bei Proben mit ausreichender Schichthaftung von 1 bis 1000 min variiert. Bild 8-4 gibt einige typische Verschleißfortschritte wieder, abhängig vom funktionellen Verhalten der untersuchten TiN-Schichten. Bei schlechter Haftung kommt es innerhalb der ersten 2 min zum Schichtversagen mit einem drastischen Ansteigen der Verschleißmarkenbreite VB. Auf der anderen Seite liegen bei einer ausreichend guten Haftung die meßbaren Ver-

**Bild 8-4**  
 Einfluß der Laufzeit auf den Verschleißfortschritt  
 (Modellverschleißprüfung, Bauteil-Schichtverbundkörper, Versuchsbedingungen s. Kap. 7.4)

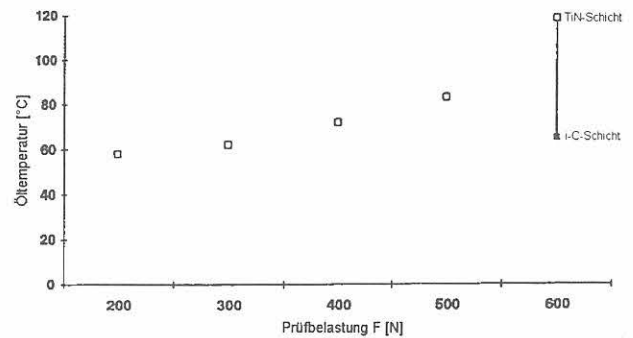


schleißmarkenbreiten auch nach über 1000 min unterhalb von 1,5 mm.

Dem anfänglichen progressiven Verschleißanstieg folgt ein nur noch minimaler Verschleißanstieg (stationärer Verschleißzustand). Zu diesem Zeitpunkt liegt die meßbare Verschleißmarkenbreite unter 1 mm. Diese Verschleißphase wurde durch ein plötzliches Versagen der Verschleißschicht, einhergehend mit starkem adhäsiven Fressen, beendet.

Anhand der gewonnenen Vorversuchsergebnisse wurde für die Beurteilung der Schichtqualitäten eine Mindeststandzeit von 180 min festgelegt, da bei schlechteren Schichtqualitäten die Prüfzeit unter 60 min lag und die festgelegte Mindeststandzeit ausreichte, um signifikante Unterschiede im funktionellen Verhalten der beschichteten Probekörper festzustellen. Aufgrund der Vielzahl von durchzuführenden Versuchen wurde auf eine längere Versuchsdauer verzichtet. Da die Amslerprüfmaschine eine automatische Abschaltung (abhängig von der Reibkraft) besaß, konnten für jede Charge mehrere Langzeitversuche gemacht werden, die bis zu 16 Stunden dauerten. Am Ende des gesamten Versuchsprogramms wurden die besten beschichteten Schichtverbundkörper dann bis zu 250 Stunden tribologisch im Modellprüfsystem beansprucht. Derartige Prüfzeiten sind vergleichbar mit denen, die bei den späteren Flügelzellenpumpenversuchen an der TH Darmstadt angewendet wurden.

Die Öltemperatur wurde mit einem Thermoelement kontinuierlich gemessen. Bild 8-5 zeigt die Erwärmung des Schmierstoffs in Abhängigkeit von der Prüfbelastung. Bei 600 N Prüflast können für mit TiN beschichtete Schichtverbundkörper Öltemperaturen zwischen 85 und 120 °C gemessen werden. Die bisher untersuchten i-C-Schichten



**Bild 8-5**  
 Einfluß der Prüflast auf die Öltemperatur (Modellverschleißprüfung)

zeigen eine deutlich geringere Erwärmung des Paraffins (65 - 75 °C), was auf die etwas geringeren Reibungszahlen gegenüber TiN-Schichten zurückzuführen ist. Diese lagen zwischen 0,05 und 0,07 für die (intakten) i-C-Schichten und bei rund 0,1 für (intakte) TiN-Schichten.

Während der Versuchsdurchführung konnte festgestellt werden, daß das Vorhandensein von Schleifgraten auf den Stegen der Stahl-Scheiben einen entscheidenden Einfluß auf die Lebensdauer der geprüften Schichtverbundkörper hat. Die Anwesenheit derartiger Schleifgrate führte durchgehend zu einem sofortigen Versagen der Hartstoffschichten mit anschließendem Fressen. Daher wird jede Scheibe vor ihrem Einsatz mit Schleifpapier entgratet.

### 8.3.1 Einfluß des Substratwerkstoffs auf das funktionelle Verhalten

Wie der Tabelle 8-1 zu entnehmen ist, standen fünf verschiedene Substratmaterialien für die Modellverschleißunter-

| Beschichtungsverfahren | Schicht | Oberflächenbearbeitung | Substratwerkstoff |
|------------------------|---------|------------------------|-------------------|
| NV-PVD                 | TiN     | geläppt (Rz = 1,5 µm)  | C 45 V            |
| NV-PVD                 | TiN     | geläppt (Rz = 1,5 µm)  | C 45 N            |
| NV-PVD                 | TiN     | geläppt (Rz = 1,5 µm)  | 49MnVS3           |
| NV-PVD                 | TiN     | geläppt (Rz = 1,5 µm)  | 100 Cr6           |
| NV-PVD                 | TiN     | geläppt (Rz = 1,5 µm)  | X155CrVMo121      |

**Tabelle 8-1**  
 Untersuchte Substratwerkstoffe für Modellverschleißuntersuchungen an Bauteil-Schichtverbundkörpern



suchungen an Bauteil-Schichtverbundkörpern zur Verfügung, die alle unter identischen Beschichtungsbedingungen mit dem NV-PVD-Verfahren beschichtet wurden. Bild 8-6a zeigt den prozentualen Anteil der untersuchten Schichtverbundkörper, die im Modellverschleißprüfsystem die Mindestzeit von 180 Minuten erreichten.

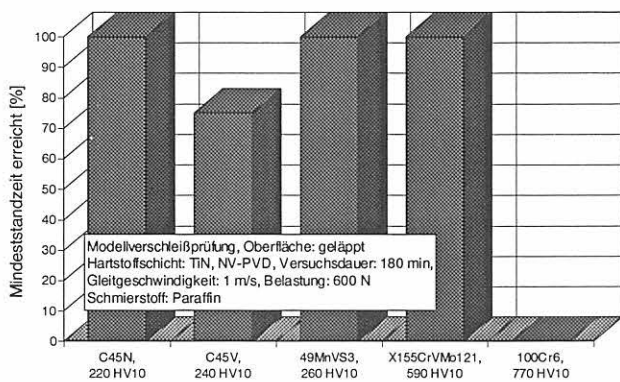


Bild 8-6a  
Einfluß des Substratmaterials auf das Erreichen der Mindestzeit (Modellverschleißprüfung, NV-PVD)

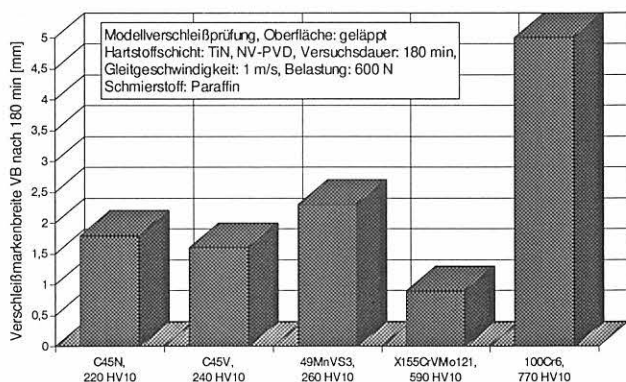


Bild 8-6b  
Abhängigkeit der Verschleißmarkenbreite vom Substratmaterial (Modellverschleißprüfung, NV-PVD)

Geläppte Substratoberflächen zeigen bei allen untersuchten Varianten gute Verschleißergebnisse, abgesehen von der Varianten 4411, bei der der Vergütungsstahl 100 Cr6 als Substratmaterial diente. Es versagten alle 12 untersuchten Proben spätestens nach 60 Minuten. Eine mögliche Erklärung könnte die sehr geringe Schichtdicke von 1,5 µm in Verbindung mit einer hohen Substrathärte von 770 HV10 sein. Alle anderen beschichteten Substrate erreichten zu mindestens 75 % die erforderliche Mindestzeit von 180 Minuten. Dabei scheint die Substrathärte unter den gewählten Versuchsbedingungen keine maßgebliche Rolle zu spielen, wie Bild 8-6b zeigt. Entsprechendes gilt auch für geläppte Proben, die mit dem MS- bzw. ARC-PVD-Verfahren beschichtet wurden (Bild 8-7). Sowohl relativ weiche, beschichtete Substrate (z. B. C45V) als auch härtere Substrate, wie der X155CrVMo121 zeigen vergleichbare Verschleißergebnisse. Die Verschleißmarkenbreiten von TiN- und i:C-Schichten sind in etwa gleich, wenn die Substrathaftung ausreichend gut ist.

Die Ergebnisse zeigen, daß bei einer nicht zu hoch gewählten Belastung auch weichere Stahlsubstrate ein sehr gutes

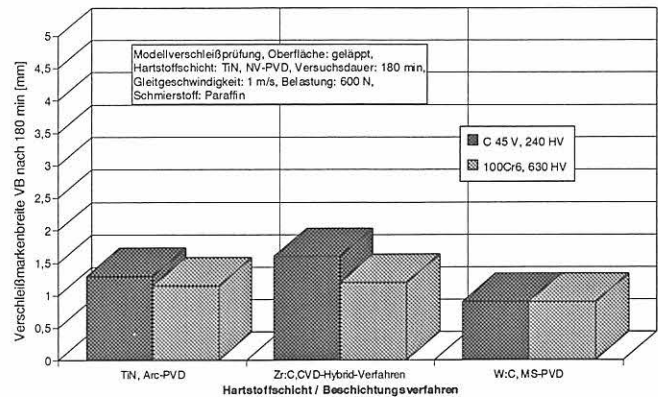


Bild 8-7  
Abhängigkeit der Verschleißmarkenbreite vom Substratmaterial und der verwendeten Hartstoffschicht (Modellverschleißprüfung)

funktionelles Verhalten im beschichteten Zustand haben. Bild 8-8 zeigt am Beispiel des Substratwerkstoffs C45V unterhalb der noch intakten TiN-Schicht deutliche plastische Verformungen, die zu erhöhten Spannungen in der Schicht führen können. Bei höheren Belastungen ist mit einem Versagen der Stützwirkung des C45V und damit mit einem Versagen der Schicht zu rechnen. Einige durchgeführte, stichpunktartige Einzelversuche mit gesteigerten Belastungen bestätigten diese Annahme. Bei Prüflasten von 700 - 800 N versagten alle beschichteten Bauteil-Schichtverbundkörper, die aus weicheren Substratmaterialien gefertigt wurden, sofort. Bei Werkstoffen mit einer ausreichend hohen Härte konnten dagegen Prüflasten bis zu 1100 N ohne vorzeitiges Schichtversagen verwendet werden.

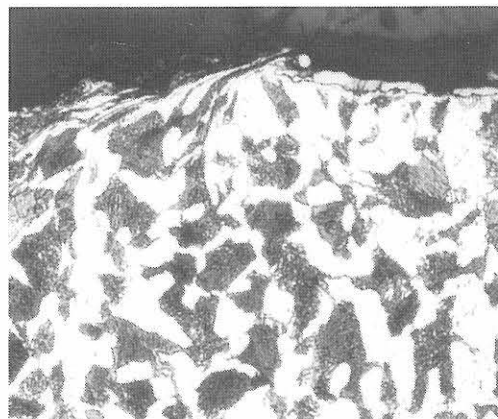
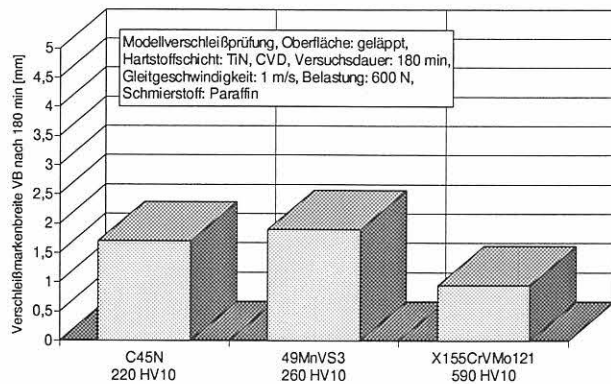


Bild 8-8  
Querschliff eines beanspruchten Bauteil-Schichtverbundkörpers mit intakter TiN-Schicht (auf C45V)

Der Einfluß des Substratmaterials auf das Verschleißverhalten beschichteter Bauteil-Schichtverbundkörper wurde auch noch an geläpften und mittels CVD-Verfahren beschichteten Proben untersucht. Dabei besaß der mit rund 590 HV10 härteste Substratwerkstoff X155CrVMo121 die geringsten Verschleißmarkenbreiten mit rund 0,95 mm (Bild 8-9). Die Verschleißmarkenbreiten der weicheren Substratwerkstoffe C45N und 49MnVS3 liegen zwar mit Werten zwischen 1,5 und 1,8 mm deutlich höher, dennoch zeigen auch diese Substratwerkstoffe, wie schon beim NV-PVD-Verfahren, bei nicht zu hohen Belastungen ein gutes funktionelles Verhalten im beschichteten Zustand.



**Bild 8-9**  
 Abhängigkeit der Verschleißmarkenbreite vom Substratmaterial (Modellverschleißprüfung, CVD)

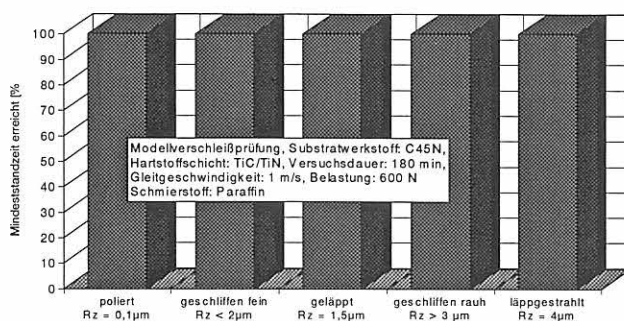
### 8.3.2 Einfluß der Oberflächentopographie auf das funktionelle Verhalten

Ein maßgebliches Ziel der Modellverschleißuntersuchungen war es, den Einfluß der fertigungsbedingten Oberflächenbeschaffenheit auf das funktionelle Verhalten im beschichteten Zustand zu charakterisieren. Hierfür wurden die folgenden drei Reihenuntersuchungen mit jeweils identischen Beschichtungsverfahren und gleichen Substratwerkstoffen durchgeführt (Tabelle 8-2). Die Oberflächentopographien bzw. -rauheiten wurden durch Polieren, Läppen, Fein- und Grobschleifen und Läppstrahlen gezielt hergestellt bzw. eingestellt.

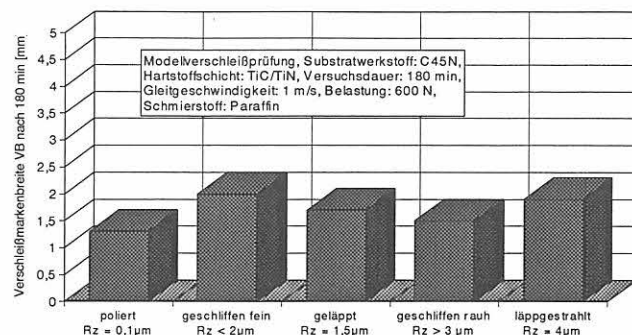
**Tabelle 8-2**  
 Verwendete Substratwerkstoffe und Beschichtungsverfahren zur Charakterisierung des Einflusses der Oberflächentopographie auf das funktionelle Verhalten

|   | Substratmaterial | Schicht | Verfahren |
|---|------------------|---------|-----------|
| 1 | C 45 N           | TiC/TiN | CVD       |
| 2 | C 45 V           | TiN     | NV-PVD    |
| 3 | C 45 V           | TiN     | PACVD     |

In Bild 8-10a ist der Einfluß der Oberflächenbearbeitung (vor der Beschichtung) auf das Erreichen der Mindeststandzeit von 180 min für CVD-Beschichtungen dargestellt. Alle TiN-beschichteten Schichtverbundkörper erreichen die Mindeststandzeit zu 100 %. Dennoch schwanken die meß-



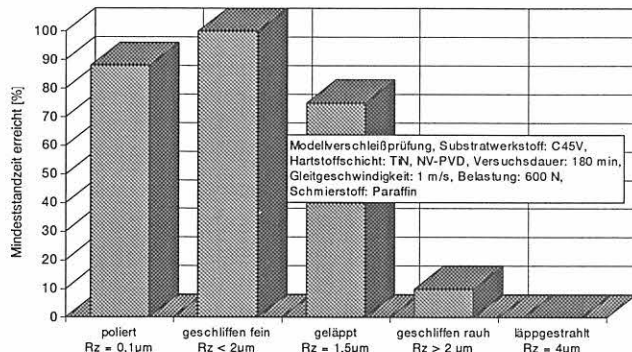
**Bild 8-10a**  
 Einfluß der Oberflächentopographie auf das Erreichen der Mindeststandzeit



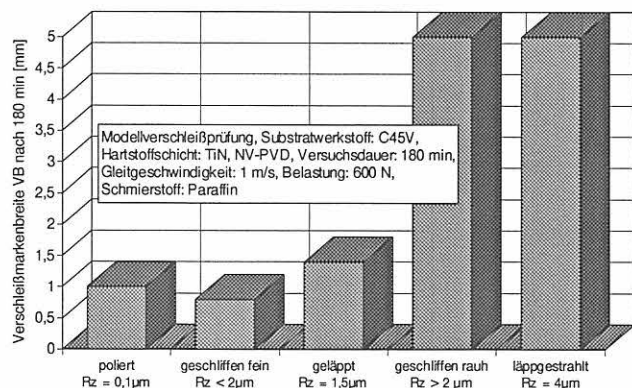
**Bild 8-10b**  
 Abhängigkeit der Verschleißmarkenbreite von der Oberflächentopographie (Modellverschleißprüfung, CVD)

baren Verschleißmarkenbreiten nach 180 min, abhängig vom verwendeten Oberflächenbearbeitungsverfahren (Bild 8-10b). Während für polierte Proben die geringsten Verschleißmarkenbreiten gemessen werden konnten, liegen diese für fein geschliffene und läppgestrahlte Oberflächen deutlich darüber. Eine direkte Abhängigkeit von der Oberflächenrauheit kann aber nicht gefunden werden.

Um den Einfluß der Oberflächenbearbeitung vor dem Beschichten auf das funktionelle Verhalten von PVD-Schichten zu charakterisieren, wurde der NV-PVD-Prozeß ausgewählt. Bild 8-11a zeigt die entsprechenden Ergebnisse der Modellverschleißversuche mit Bauteil-Schichtverbundkörpern aus C45V. Demnach kann ein eindeutiger Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit auf das Verschleißverhalten



**Bild 8-11a**  
 Einfluß der Oberflächentopographie auf das Erreichen der Mindeststandzeit (Modellverschleißprüfung, NV-PVD)



**Bild 8-11b**  
 Abhängigkeit der Verschleißmarkenbreite von der Oberflächentopographie

gefunden werden. Schichtverbundkörper mit feineren Oberflächen erreichen die erforderliche Mindeststandzeit in hohem Maß. Vor allem polierte und fein geschliffene Oberflächen versagen selten. Als „geschliffen fein“ sind alle die geschliffenen Oberflächen anzusehen, deren  $R_{z,D}$ -Werte unter  $2\ \mu\text{m}$  liegen. Aufgrund der großen Streuungen der Rauheitswerte bei den geschliffenen Substraten aus C45V innerhalb der gleichen Fertigungscharge wurde auf die ursprünglich gewählte Code-Nummerierung verzichtet und die Varianten 1111 und 1211 in die Gruppen „geschliffen fein“ mit  $R_{z,D}$  unter  $2\ \mu\text{m}$  bzw. „geschliffen grob“ mit  $R_{z,D}$  über  $2\ \mu\text{m}$  unterteilt.

Die Ergebnisse zeigen, daß mit größer werdenden  $R_{z,D}$ - bzw.  $R_a$ -Werten das funktionelle Verhalten für NV-PVD-beschichtete Bauteil-Schichtverbundkörper deutlich schlechter wird. Die Grenze zwischen für die Modellprüfung noch optimalen Rauheitswerten und zu rauen Oberflächen liegt für  $R_{z,D}$  bei rund  $2\ \mu\text{m}$ . Oberhalb dieses Wertes erreichen deutlich weniger beschichtete Schichtverbundkörper die erforderliche Mindeststandzeit gegenüber Substraten, deren Rauheit unter  $R_{z,D} = 2\ \mu\text{m}$  liegt.

Geläppte Proben mit einer durchschnittlichen Rauheit  $R_{z,D}$  von rund  $1,5\ \mu\text{m}$  zeigen ein etwas schlechteres tribologisches Verhalten als polierte oder fein geschliffene Varianten. Zu 75 % wird die Mindeststandzeit erreicht, wobei acht Versuche mit geläpften Oberflächen durchgeführt wurden (Bild 8-11a). Von den grob geschliffenen und beschichteten Bauteil-Schichtverbundkörpern erreichten nur 10 % die geforderte Mindeststandzeit von 180 min. Läppgestrahlte Varianten mit einer durchschnittlichen gemittelten Rauhtiefe  $R_{z,D}$  von  $4 - 5\ \mu\text{m}$  versagen alle nach spätestens 60 Minuten.

Polierte und fein geschliffene Varianten, die die Mindeststandzeit erreichen, zeigen auch die geringsten Verschleißmarkenbreiten nach einer Versuchszeit von 180 min (Bild 8-11b). Geläppte Varianten haben eine durchschnittliche Verschleißmarkenbreite von rund  $1,5\ \text{mm}$ . Von grob geschliffenen oder läppgestrahlten Schichtverbundkörpern gibt es keine vergleichbaren Verschleißmarkenbreiten, da diese fast durchweg vorher versagen. Die Verschleißmarkenbreiten nach dem Schichtversagen liegen bei rund  $5\ \text{mm}$ .

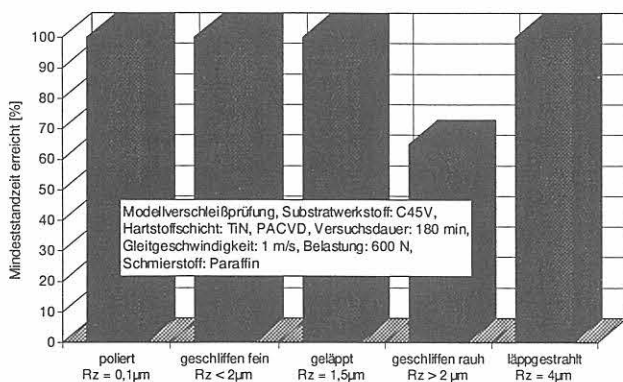


Bild 8-12a  
Einfluß der Oberflächentopographie auf das Erreichen der Mindeststandzeit (Modellverschleißprüfung, PACVD)

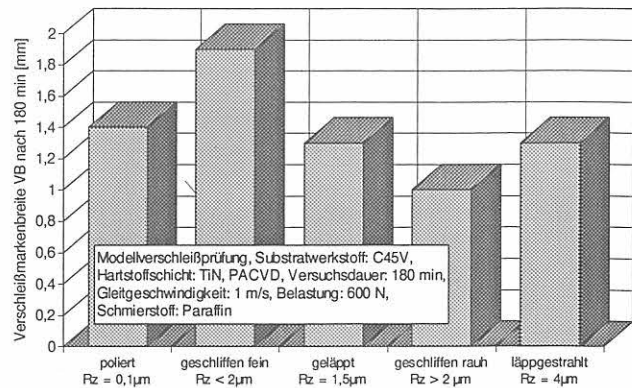


Bild 8-12b  
Abhängigkeit der Verschleißmarkenbreite von der Oberflächentopographie (Modellverschleißprüfung, PACVD)

Neben dem CVD- und NV-PVD-Verfahren wurde der Einfluß der Oberflächenbearbeitung vor dem Beschichten auf das tribologische Verhalten auch für den PACVD-Prozess untersucht (Bilder 8-12a und 8-12b). Wie beim CVD-Verfahren kann kein signifikanter Einfluß des Oberflächenzustandes vor der Beschichtung auf das tribologische Verhalten gefunden werden. Während alle Varianten mit Ausnahme der grob geschliffenen Proben die Mindeststandzeit von 180 min erreichen, zeigt gerade diese grob geschliffene Variante, wenn sie nicht versagt, die geringsten Verschleißmarkenbreiten nach 180 min. Tendenziell schneiden die polierten und fein geschliffenen Varianten etwas schlechter ab als die rauheren (Bild 8-12b).

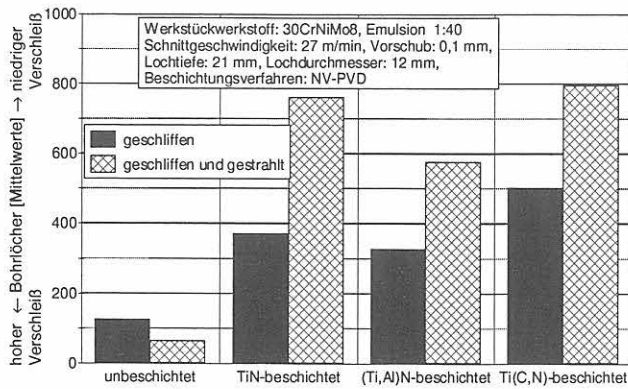
## 8.4 Zerspan- und Umformuntersuchungen (Feldversuche)

Im folgenden werden die Ergebnisse der Zerspanuntersuchungen, die unter praxisnahen Bedingungen durchgeführt wurden, eingehender erläutert. Bei der Fertigung der Werkzeuge wurden die Ergebnisse der Kurzzeit-Drehtests, so weit es möglich war, berücksichtigt. Als Oberflächenbearbeitungsverfahren kamen daher vor allem „geschliffen grob“ und „läppgestrahlt“ zum Einsatz. Die Umformwerkzeuge wurden auch noch durch Funkenerosion hergestellt.

### 8.4.1 Bohren

Gebohrt wurde mit beschichteten  $12\ \text{mm}$ -Bohrern  $21\ \text{mm}$  tief in eine vergütete Platte aus dem Stahl  $30\text{CrNiMo}8$ . Grundsätzlich wurden relativ große Steuungen der Standzeiten festgestellt, was jedoch aufgrund der komplizierten Werkzeuggeometrie für Spiralbohrer typisch ist. Beim Bohren mit einer Schnittgeschwindigkeit von  $27\ \text{m/min}$  ergibt sich die zu erwartende Überlegenheit der hartstoffbeschichteten gegenüber unbeschichteten Spiralbohrern (Bild 8-13). Mit einer TiN-Beschichtung läßt sich die mögliche Anzahl von Bohrlöchern teilweise auf das 10fache steigern. Deutlich ist auch der Einfluß der Vorbehandlung der Oberfläche vor dem Beschichten auf die Standzeit zu erkennen. Während im unbeschichteten Zustand die läppgestrahlten Bohrer etwas schlechter abschneiden, ergeben

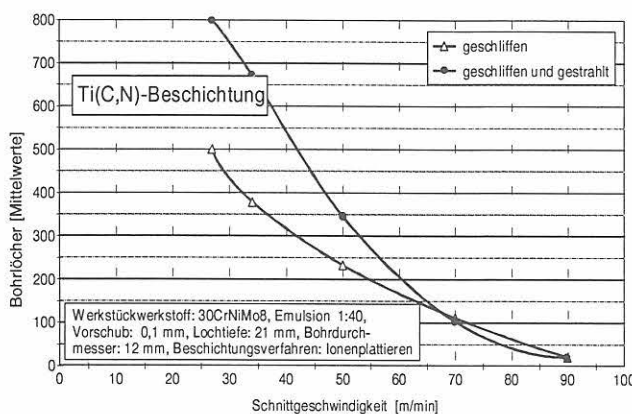




**Bild 8-13**  
Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit vor der Beschichtung auf das Standzeitverhalten hartstoffbeschichteter Spiralbohrer

sich bei den beschichteten Bohrern durch das Strahlen signifikant höhere Standzeiten, unabhängig von der Art der Schicht. Die Standzeit TiN- oder (Ti,Al)N-beschichteter Spiralbohrer wird durch eine optimale Oberflächenbearbeitung verdoppelt. Ebenso verringert sich die Streuung der Standzeiten läppgestrahlter gegenüber geschliffenen erheblich. So liegt die Anzahl möglicher Bohrlöcher bei geschliffenen und mit TiN beschichteten Spiralbohrern zwischen 160 und 625. Mit läppgestrahlten Bohrern können 712 bis 814 Löcher gebohrt werden. (Ti,Al)N-Schichten zeigen ein schlechteres Verschleißverhalten als die TiN- oder Ti(C,N)-Schichten.

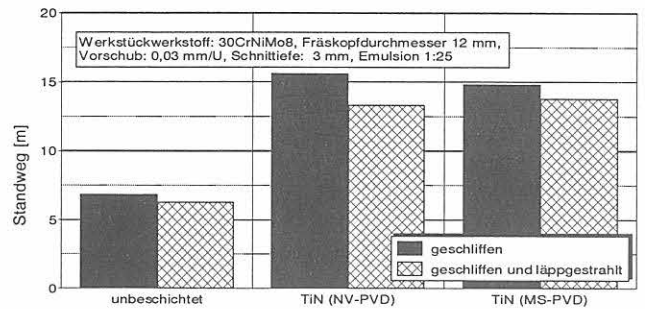
Zur Ermittlung der möglichen Einsatzgrenzen beschichteter HSS-Spiralbohrer wurde teilweise die Schnittgeschwindigkeit bis 90 m/min gesteigert. Die Untersuchungen erfolgten wiederum mit Spiralbohrern, die vor dem Beschichten geschliffen bzw. geschliffen und läppgestrahlt waren (Bild 8-14). Während mit Ti(C,N)-beschichteten Werkzeugen bei Schnittgeschwindigkeiten von 27 m/min im Mittel noch 500 (geschliffen) bzw. 800 (geschliffen und läppgestrahlt) Löcher gebohrt werden können, sind bei Schnittgeschwindigkeiten von 90 m/min lediglich noch 20 Bohrungen möglich. Die unterschiedlichen Oberflächenvorbehandlungen machen sich bei Schnittgeschwindigkeiten über 60 m/min nicht mehr auf die Standzeit bemerkbar.



**Bild 8-14**  
Einfluß der Schnittgeschwindigkeit und Oberflächenbeschaffenheit vor der Beschichtung auf das Standzeitverhalten Ti(C,N)-beschichteter Spiralbohrer

## 8.4.2 Fräsen

Zum Fräsen mit 12 mm-Fräsern wurde der Stahl 30CrNiMo8 verwendet und teils mit und teils ohne Kühlung gearbeitet. Die Schnittgeschwindigkeit betrug ohne Kühlung 21 m/min und mit Kühlung 34 m/min. Die mit TiN beschichteten Schaftfräser weisen eine 2 - 2,5-fach höhere Standzeit gegenüber den unbeschichteten Fräsern auf (Bild 8-15). Der Standweg mit Kühlung und höherer Schnittgeschwindigkeit unterscheidet sich nicht signifikant von dem der Fräser ohne Kühlung und niedrigerer Schnittgeschwindigkeit.



**Bild 8-15**  
Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit vor der Beschichtung auf das Standzeitverhalten hartstoffbeschichteter Schaftfräser

Am Standzeitende kommt es zum Ausfall der Werkzeuge infolge von Abrieb an der Schneidkante. Ein signifikanter Einfluß der verschiedenen Oberflächenbearbeitungen vor der Beschichtung (geschliffen bzw. geschliffen und läppgestrahlt) oder des verwendeten Beschichtungsverfahrens ist nicht zu beobachten. Aus metallographischen Untersuchungen geht hervor, daß die Beschichtung nicht nur im Eingriffsbereich an den Schneidkanten, sondern auch an der Führungsfase zum Teil vollständig abgerieben wurde, sich teilweise aber auch wegen Überschreitens der Haftfestigkeit abgelöst hatte.

Des Weiteren wurden Zerspanuntersuchungen (Spiralbohrer- und Innengewinde-Bohrer) mit übereutektischen Aluminiumlegierungen durchgeführt. Eine systematische Variation der Oberflächenbearbeitungsverfahren bei der Herstellung der dafür verwendeten Bohrer fand leider nicht statt. Die entsprechenden Ergebnisse sind im Abschlußbericht der Firma Bosch eingehend beschrieben.

Beim Verbundpartner Mercedes Benz wurden ebenfalls Bohruntersuchungen mit Stahl als Werkstückwerkstoff durchgeführt, wobei die Versuchsparameter jedoch anders gewählt waren. Ein Einfluß der Oberflächenbearbeitung auf das Verschleißverhalten beschichteter Bohrer wurde ebenfalls nachgewiesen. Auch hier führte das Läppstrahlen vor der Beschichtung zu einem besseren Verschleißverhalten gegenüber standardmäßigen geschliffenen Bohrern (s. Abschlußbericht Mercedes Benz).

## 8.4.3 Wälzstoßen

Beim Wälzstoßen erbrachte das Läppstrahlen der Scheibenschneidräder eine Verbesserung des Verschleißverhaltens



(Verringerung der Kolktiefe) im Bereich von 10 - 15 % gegenüber konventionell geschliffenen Werkzeugen, unabhängig vom verwendeten Beschichtungsverfahren. Diese Verbesserung konnte aufgrund von statistischen Berechnungen mit einer Wahrscheinlichkeit von über 99 % auf das Lämpstrahlen zurückgeführt werden (s. Abschlußbericht Mercedes Benz).

Allerdings beeinflusst auch hier wieder das verwendete Beschichtungsverfahren die Höhe des Verschleißniveaus. Die mittels NV-PVD beschichteten Stoßräder besaßen insgesamt ein niedrigeres Kolkiefenniveau als die MS-PVD-Varianten.

### 8.4.4 Prägen

Als Erprobungsbeispiel wurde das Teilprodukt "Anschlußscheibe" gewählt, da dieses Teilprodukt in hohen Stückzahlen aus 1,5 mm Blechmaterial Ck45 gefertigt wird, so daß auch bei hohen Werkzeugstandmengen relativ kurze Erprobungszeiten resultieren. Die Ergebnisse der Felderprobung zeigen beim Prägen mit beschichteten Prägestempeln einen eindeutigen Vorteil für geschliffene und polierte Werkzeuge gegenüber erodierten oder nur geschliffenen. Mit erodierten Werkzeugen können größere Standmengen nur erreicht werden, wenn die durch das Erodieren erzeugte Schädigungszone im Basiswerkstoff durch mechanische Nachbearbeitung weitgehend entfernt wird. Aber selbst dann werden die Standmengen geschliffener und zusätzlich polierter Werkzeuge nicht erreicht (Bild 8-16).

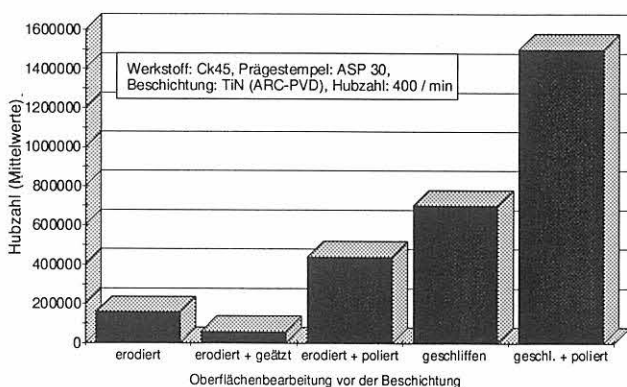


Bild 8-16  
Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit vor der Beschichtung auf das Standzeitverhalten hartstoffbeschichteter Prägestempel

### 8.4.5. Stanzen

Bei den Schneidstempeln aus ASP 23 wurden die Werkzeuge insgesamt durch Erodieren hergestellt, wobei durch den Herstellungsprozeß an jedem Werkzeug auch eine geschliffene Arbeitsfläche an der Schneidkante entstand. Auch hier wurde eine geätzte Variante und zwei polierte Varianten erstellt, mit TiN beschichtet und getestet.

Wie in Bild 8-17 dargestellt, ergeben sich auch beim Stanzen mit erodierten beschichteten Schneidstempeln durch Nachpolieren bzw. Entfernen der Schädigungsschicht

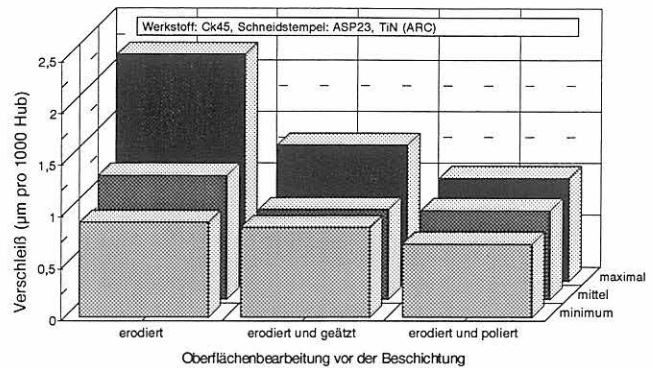


Bild 8-17  
Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit vor der Beschichtung auf das Standzeitverhalten hartstoffbeschichteter Schneidstempel

Verbesserungen in den maximalen und mittleren Verschleißwerten gegenüber Beschichtungen, die direkt auf die erodierten Oberflächen aufgetragen werden. Die Verbesserung wirkt sich jedoch mehr in einer Verringerung der Streubreite der Verschleißhöhe aus als in einer weiteren absoluten Verbesserung der minimalen Verschleißwerte. Somit wird durch die Nachbehandlung erodierter Oberflächen die Fertigungssicherheit für beschichtete Werkzeuge erhöht.

## 8.5 Bauteilversuche (Flügelzellenpumpe)

Basierend auf den Ergebnissen der Modellverschleißprüfung wurden die Flügel für die Bauteilversuche nach entsprechenden Vorgaben angefertigt und beschichtet. Neben den Varianten mit TiN-Beschichtung wurden auch einige Varianten mit i:C-Schichten in den Bauteilversuchen eingesetzt (s. Tabelle 8-3). Der Hubring war in allen Fällen unbeschichtet.

Nach der Fertigung der Flügel wurden diese eingehenden Rauheitsmessungen unterzogen. Da sich die Kontaktsituation während der Beanspruchung in der Flügelzellenpumpe als äußerst kompliziert gestaltet /11, 12/, wurden die Flügel für die topographischen Untersuchungen in verschiedene Bereiche unterteilt. Zum einen in die schmale Fase am Flügelkopf, zum anderen in die sich daran anschließende Stirn- und Planfläche. Während der tribologischen Beanspruchung kommen sowohl die Stirnfläche als auch die Fase in Kontakt mit dem Flügelkäfig. In der Tabelle 8-3 sind die realen Rauheitswerte den entsprechenden Vorgaben gegenübergestellt.

Während die Soll-Rauheiten im Bereich der Stirn- und Planfläche meist erreicht, ja sogar unterschritten wurden, gestaltete sich die Bearbeitung der Fase als äußerst kompliziert. Vor allem die Rauheitsvorgaben für die polierten Varianten von  $R_{z,D} = 0,5 \mu\text{m}$  wurden durchweg um ca.  $1 \mu\text{m}$  überschritten. Dies muß bei der späteren Versuchsauswertung berücksichtigt werden.

Schließlich wurden auch noch stichpunktartig die Substrathärten der einzelnen Flügel mit den Sollhärtewerten ver-

Tabelle 8-3

Vergleich der Soll- und Ist-Rauheitswerte der Flügel für die Flügelzellenpumpe V105C

| Flügelwerkstoff | Oberflächenbearbeitung | Beschichtungsverfahren | Hartstoffschicht | Rauheit $R_{z-D\text{-soll}}$ [ $\mu\text{m}$ ] | Rauheit $R_{z-D\text{ Fase}}$ [ $\mu\text{m}$ ] | Rauheit $R_{z-D\text{ Stirmfläche}}$ [ $\mu\text{m}$ ] | Rauheit $R_{z-D\text{ Planfläche}}$ [ $\mu\text{m}$ ] |
|-----------------|------------------------|------------------------|------------------|---|---|--|---|
| C45V            | geschliffen            | NV-PVD                 | TiN              | 2   | 1,6   | 2,4  | 2,6   |
| C45V            | geläppt                | NV-PVD                 | TiN              | 1,5   | 1,7   | 0,5  | 0,5   |
| C45V            | poliert                | NV-PVD                 | TiN              | 0,5   | 1,7   | 0,2  | 0,2   |
| C45N            | geläppt                | NV-PVD                 | TiN              | 1,5   | 3,9   | 0,9  | 1   |
| 49MnVS3         | geläppt                | NV-PVD                 | TiN              | 1,5   | 1,7   | 0,8  | 0,6   |
| 100Cr6          | geschliffen            | MS-PVD                 | i:C              | 2   | 1,6   | 2,5  | 1,6   |
| 100Cr6          | geschliffen            | ARC-PVD                | TiN              | 1,5   | 0,5   | 0,4  | 0,4   |
| 100Cr6          | geläppt                | MS-PVD                 | i:C              | 1,5   | 0,5   | 0,4  | 0,4   |
| 100Cr6          | poliert                | ARC-PVD                | i:C              | 0,5   | 1,8   | 0,08   | 0,1   |
| X155CrVMo121    | geläppt                | NV-PVD                 | TiN              | 1,5   | 1,4   | 0,6  | 0,6   |

glichen. Hier zeigte sich eine sehr befriedigende Übereinstimmung mit den Vorgaben, die sich nach den Härtewerten der Bauteil-Schichtverbundkörper richteten. Die an den Flügeln gemessenen Härtewerte blieben auch nach der Beschichtung in etwa gleich.

Die Untersuchungen wurden auf einem Prüfstand nach DIN 51389 zur Prüfung der Verschleißschutzeigenschaften von Hydraulikflüssigkeiten mit Flügelzellenpumpen vorgenommen (Bild 8-18). Hierbei war für jeden Prüflauf eine Versuchsdauer von 250 h vorgesehen. Aufgrund der Vielzahl von durchzuführenden Versuchsläufen wurde die Prüfzeit letztendlich auf 50 h reduziert. Zur Minimierung der Prüfzeit sowie zum Angleichen der Prüfbedingungen von Apparatur und Pumpe boten sich daher die Parameter Schmierstoff, Belastung und Gleitgeschwindigkeit zur Variation an. Die Prüfparameter sind in Bild 8-19 mit den Pressungs-, Kraft- und Gleitgeschwindigkeitsverläufen zusammengefaßt. Diese wurden schließlich derart gewählt, daß innerhalb der Versuchszeit deutliche Verschleißbeträge festzustellen waren. Mögliche Eigenschaftsänderungen des unlegierten Schmierstoffs Paraffin dünnflüssig wurden mittels Viskositätsmessungen und IR-Spektroskopie an vor und nach diesen Vorversuchen gezogenen Proben untersucht. Sowohl hinsichtlich der Viskosität als auch bezüg-

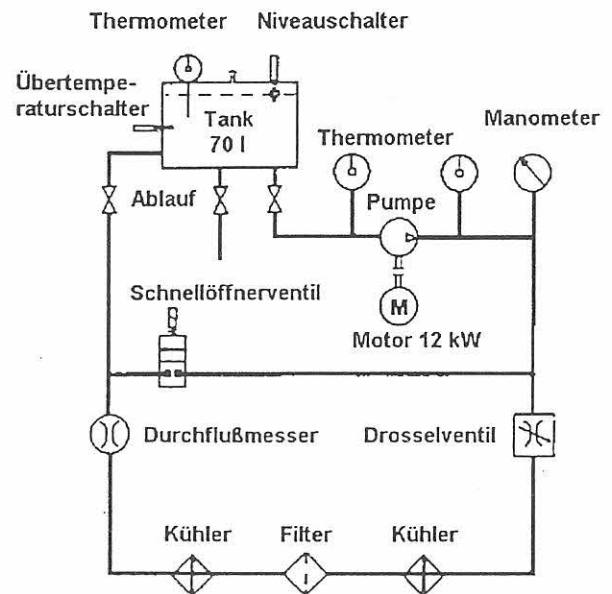
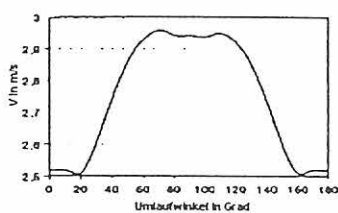
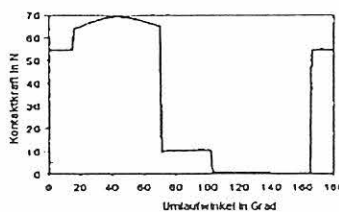


Bild 8-18  
Hydraulikplan des Prüfstandes

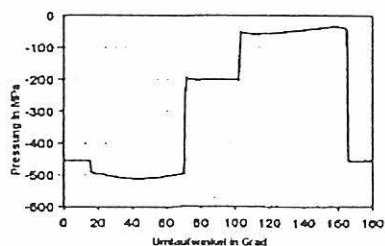
lich der spektroskopisch überprüften chemischen Zusammensetzungen ergaben sich keine Hinweise auf eine Alterung der Flüssigkeit.



Kontaktgeschwindigkeit



Kontaktkraft

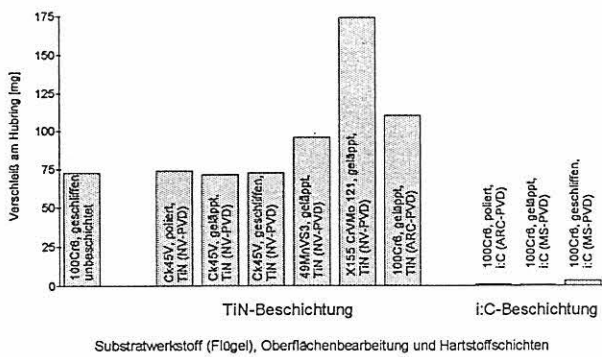


Hertz'sche Pressung

Weitere Versuchsparameter:

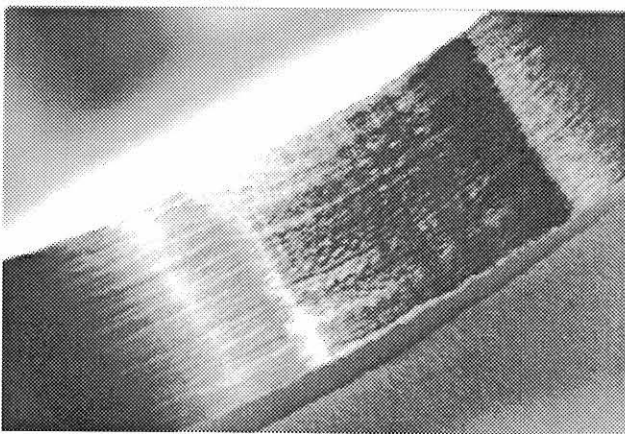
- Förderdruck  $p = 20 \text{ bar}$
- Versuchsdauer  $t = 50 \text{ h}$
- Drehzahl  $n = 850 \text{ 1/min}$
- kin. Viskosität  $\nu = 17 \text{ mm}^2/\text{s}$

Bild 8-19  
Versuchsbedingungen der Bauteilversuche mit der Flügelzellenpumpe V105C

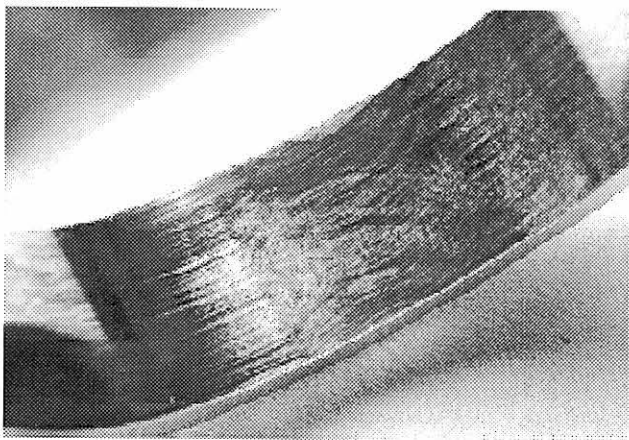


**Bild 8-20**  
Einfluß der Oberflächebeschaffenheit beschichteter Flügel auf den Hubringverschleiß (Bauteilprüfung, Flügelzellenpumpe V105C, Hubring: unbeschichtet)

Die Verschleißmessung erfolgte bei der TH Darmstadt nach Beendigung der Bauteilversuche gravimetrisch. Von jeder Variante wurden jeweils drei Versuche durchgeführt. Bild 8-20 zeigt die Mittelwerte der Verschleißbeträge am Hubring nach einer Laufzeit von 50 h. Während Versuche mit unbeschichteten Flügeln zu einem Hubringverschleiß von 60 - 70 mg führen, liegt dieser bei der Verwendung von i:C-beschichteten Flügeln unabhängig von der Oberflä-



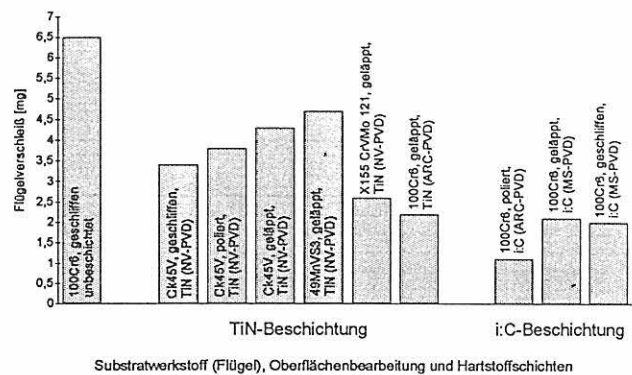
**Bild 8-21a**  
Verschlissene Hubringlauffläche (Flügelbeschichtung: TiN-Schicht)



**Bild 8-21b**  
Verschlissene Hubringlauffläche (Flügelbeschichtung: i:C-Schicht)

chenvorbereitung unter 5 mg. TiN-beschichtete Flügel führen eher zu einer Erhöhung des Hubringverschleißes (70 - 175 mg). In den Bildern 8-21a und 8-21b sind die verschlissenen Hubring-laufflächen dargestellt. Während bei Verwendung TiN-beschichteter Flügel deutliche Verschleißspuren an der Hubringlaufflächen festzustellen sind (Bild 8-21a), ist der Hubring bei der Verwendung von i:C-beschichteten Flügeln nur geringfügig verschlissenes (Bild 8-21b). Tendenziell führen härtere und mit TiN beschichtete Flügelwerkstoffe, wie der X155CrVMo121 zu einem sehr viel höheren Hubringverschleiß als weichere Substratwerkstoffe (Bild 8-20).

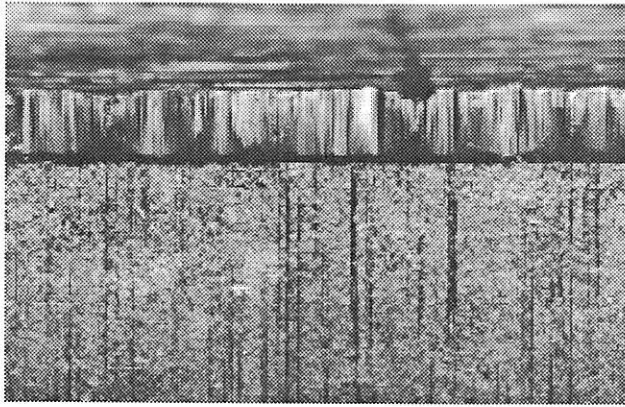
Neben dem Hubringverschleiß ist auch der Flügelverschleiß für das Standverhalten des Bauteils "Flügelzellenpumpe" von Bedeutung. Dieser kann durch die Verwendung von Hartstoffbeschichtungen gegenüber unbeschichteten Flügeln durchgehend reduziert werden, sowohl durch TiN- als auch durch i:C-Beschichtungen. Letztere bewirken jedoch eine meist deutlichere Verschleißreduzierung als TiN-Beschichtungen (Bild 8-22). Bei der Betrachtung identischer Substratwerkstoffe wird, wie auch schon bei den Modellverschleißuntersuchungen, die Qualitätsreihenfolge „fein geschliffen“-„poliert“-„geläppt“ beobachtet.



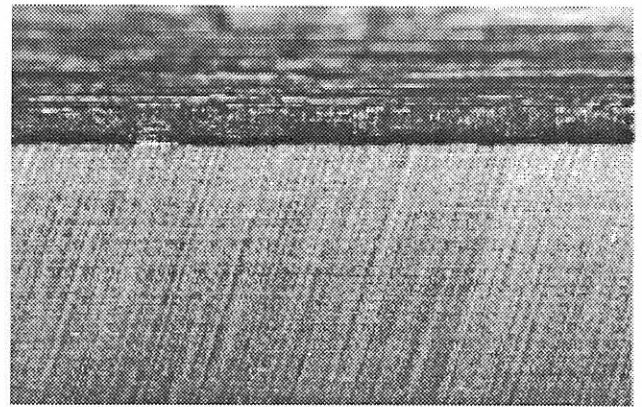
**Bild 8-22**  
Einfluß der Oberflächebeschaffenheit beschichteter Flügel auf den Flügelverschleiß (Bauteilprüfung, Flügelzellenpumpe V104C, Hubring: unbeschichtet)

Das Verschleißniveau wird jedoch deutlicher von der Substrathärte bestimmt. Flügel aus den Werkstoffen X155CrVMo121 oder 100Cr6 mit Härtewerten von 590 bis 770 HV10 verschleifen weniger als solche aus weicheren Werkstoffen. Die Ursache dafür verdeutlicht Bild 8-23a, in dem ein verschlissener, mit TiN beschichteter Flügel aus C45V (Härte: 220 HV10) dargestellt ist. Deutlich ist zu erkennen, daß im Bereich der Fase die Hartstoffbeschichtung durchgerieben ist und daß der Substratwerkstoff während der Prüfdauer mit dem Hubring in Kontakt gewesen sein muß. Dadurch ist es zu einem merklichen Verschleiß am Flügel gekommen, was durch das Verhältnis "weicher Flügelwerkstoff/harter Hubringwerkstoff" noch





**Bild 8-23a**  
 Verschlissene Flügel-Dichtkante (TiN-Beschichtung, Werkstoff: C45, vergütet, Substrathärte 220 HV10)



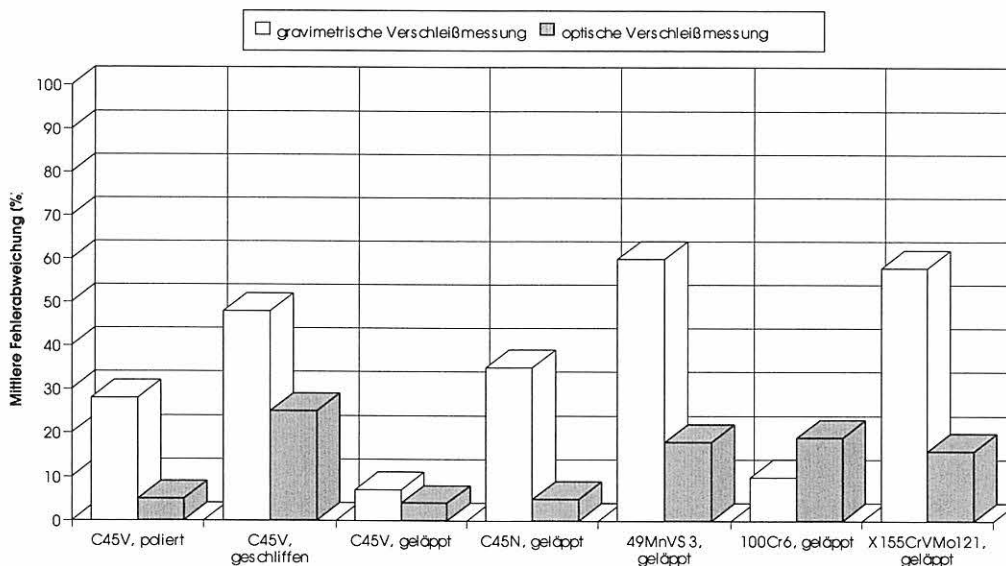
**Bild 8-23b**  
 Verschlissene Flügel-Dichtkante (TiN-Beschichtung, Werkstoff: X155CrVMo121, Substrathärte 590 HV10)

begünstigt wurde. Dagegen kann der Flügelverschleiß durch eine ausreichende Härte des Flügelwerkstoffs auch nach dem Durchreiben der TiN-Beschichtung in kleineren Grenzen gehalten werden, wie *Bild 8-23b* verdeutlicht. Substratverschleiß ist kaum zu beobachten, dagegen ist es mehr zu Materialausbrüchen im Fasenbereich gekommen. Es muß jedoch berücksichtigt werden, daß härtere und mit TiN beschichtete Flügel zu einem erhöhten Hubringlauf-flächenverschleiß führen.

Aufgrund der gravimetrischen Versuchsauswertung war die Ergebnisstreuung teilweise erheblich, wohingegen eine

optische Auswertung vor allem der mit TiN beschichteten Flügel zu einer deutlichen Reduzierung der Meßwertstreuungen führte (*Bild 8-24*). Deshalb wurden in der BAM nachträglich die Verschleißmarkenbreiten mit dem Lichtmikroskop vermessen. Dabei stellte sich heraus, daß die Ergebnisstreuung bei lichteoptischer Auswertung erheblich kleiner war als bei der gravimetrischen Auswertung.

Trotz der doch sehr unterschiedlichen tribologischen Beanspruchungsprofile ist die Korrelation zwischen Modellverschleißprüfung und Bauteilprüfung durchaus sehr befriedigend (*Tabelle 8-4*).



**Bild 8-24**  
 Meßwertschwankung bei gravimetrischer und optischer Verschleißmessung

| Substrat/Oberflächenzustand/<br>Beschichtungsverfahren | Verschleißmarkenbreite<br>Bauteilprüfung [mm] | Verschleißmarkenbreite<br>Modellprüfung [mm] |
|--|---|--|
| C45V, geschliffen, NV-PVD                              | 0,12  | 0,8  |
| C45V, poliert, NV-PVD                                  | 0,15*   | 1,05   |
| C45V, geläppt, NV-PVD                                  | 0,17  | 1,25   |
| 100Cr6, geläppt, ARC-PVD                               | 0,09  | 1,05   |
| X155CrVMo121, geläppt,<br>NV-PVD                       | 0,11  | 0,9  |
| 49MnVS3, geläppt, NV-PVD                               | 0,21  | 1,9  |

**Tabelle 8-4**  
 Vergleich der Verschleiß-  
 ergebnisse aus Modell-  
 und Bauteilprüfung für  
 TiN-beschichtete Flügel

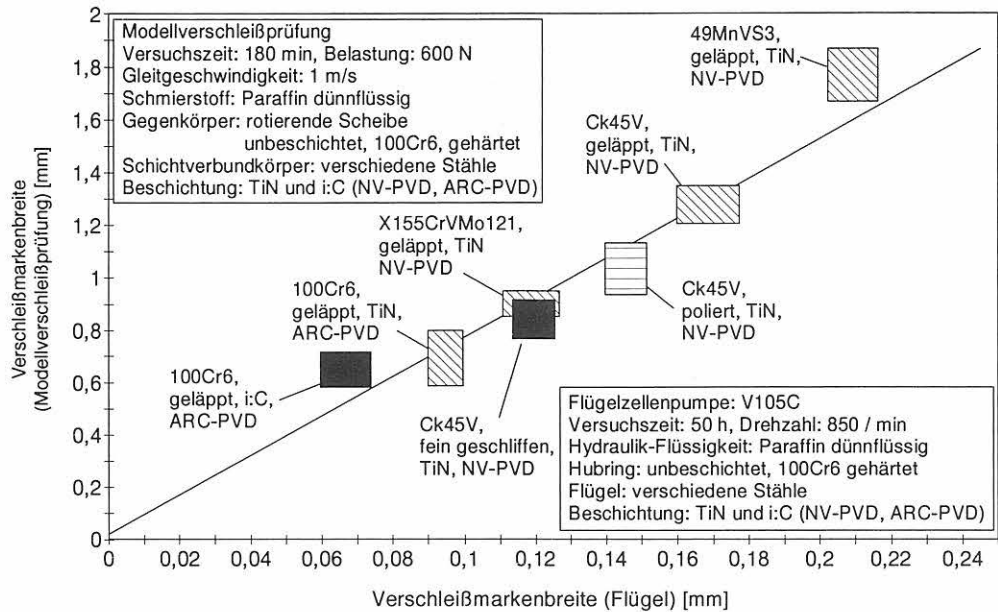
\* Da die Fase bei der polierten Variante mit  $R_{z-D} = 1,7 \mu\text{m}$  sehr rauh ist, kann diese Variante nicht zum Vergleich herangezogen werden.



Am schlechtesten schneiden in beiden Prüfsystemen geläppte, mit TiN beschichtete Substrate aus C45V bzw. 49MnVS3 ab. Nur die Variante 2411 (C45N, geläpft, NV-PVD) zeigt bei der Bauteilprüfung bessere Ergebnisse als bei der Modellverschleißprüfung. Der Einfluß der Oberflächentopographie vor dem Beschichten auf das tribologische Verhalten bei identischen Substratmaterialien ist in beiden Prüfsystemen vergleichbar. Die Qualitätsreihenfolge „geschliffenen fein“, „poliert“ und „geläpft“ kann

in beiden Prüfsystemen gefunden werden. In *Bild 8-25* sind die Ergebnisse der Modellverschleißprüfungen und Bauteilversuche zusammengefaßt. Schichtverbundkörpervarianten, die im tribologischen Ersatzsystem weniger verschleifen, schneiden auch in den realen Bauteilversuchen besser ab. Fein geschliffene Oberflächen schneiden bei der Verwendung gleicher Substratwerkstoffe in beiden Tribosystemen besser ab als polierte bzw. geläppte Proben.

**Bild 8-25**  
Vergleich der Ergebnisse der Modellverschleiß- und Bauteiluntersuchungen



## 9. Diskussion

Im folgenden werden die im Rahmen des Verbundvorhabens erhaltenen Versuchsergebnisse diskutiert, wobei der Versuch unternommen wird, diejenigen Einflußgrößen zu ermitteln, die Auswirkungen auf das funktionelle Verhalten im beschichteten Zustand haben. Hierfür sind vor allem die Untersuchungen an den Werkzeug- und Bauteil-Schichtverbundkörpern von Interesse, da gerade an diesen die Fertigungsparameter ausführlich variiert wurden. Darüber hinaus wurden diese eingehend im Hinblick auf Rauheit, Eigenspannung, Textur, Schichteigenschaften usw. charakterisiert. Dies war aufgrund der komplizierten Geometrie an den realen Werkzeugen nicht möglich.

### 9.1 Werkzeug-Schichtverbundkörper

Die Ergebnisse der Kurzzeit-Zerspanntests zeigen, daß die Oberflächenbearbeitung vor der Beschichtung einen deutlichen Einfluß auf das funktionelle Verhalten des beschichteten Schichtverbundkörpers hat. In der *Tabelle 9-1* sind die grundwerkstoff- und schichtspezifischen Einflußgrößen und deren Auswirkungen auf das tribologische Verhalten der Werkzeug-Schichtverbundkörper zusammengefaßt und sollen nun im folgenden einzeln diskutiert werden

(vgl. Bild 3-1). Dafür werden die Ergebnisse der oberflächen- und mikroanalytischen Verfahren, Rauheitsmessungen und metallographischen Untersuchungen mit denen der Kurzzeit-Drehtest verglichen.

#### – Oberflächenrauheit

Entsprechend dem Planungsrastrer (*Tabelle 3-4*) wurden die Oberflächenrauheiten der Werkzeug-Schichtverbundkörper in einem weiten Rahmen von  $R_{z-D} = 0,1$  bis  $3,5 \mu\text{m}$  variiert. Dabei muß jedoch berücksichtigt werden, daß sich durch die verschiedenen Bearbeitungsverfahren auch die Oberflächentopographie und Eigenspannungen im oberflächennahen Bereich veränderten. Um den Einfluß der Oberflächenrauheit allein einigermaßen korrekt betrachten zu können, sind in *Bild 9-1* die Verschleißindizes in Abhängigkeit von der Oberflächenrauheit  $R_{z-D}$  für nur geschliffene Werkzeug-Schichtverbundkörper dargestellt. Die Schleifparameter waren bis auf die Zustellung jeweils identisch (s. *Tabelle 3-3*).

Unabhängig vom verwendeten PVD-Verfahren sinkt der Verschleißindex mit zunehmender Oberflächenrauheit (gültig für  $R_{z-D}$  zwischen  $0,5$  und  $2,8 \mu\text{m}$ ). In allen Fällen herrschten vor der Beschichtung Druckspannungen zwi-

Tabelle 9-1

Zusammenfassung der Einflußgrößen und deren Auswirkungen auf das funktionelle Verhalten im beschichteten Zustand (Kurzzeit-Drehtests)

|                           | Einflußgrößen                    | Auswirkungen       | Bemerkung   |
|---------------------------|----------------------------------|--------------------|---|
| Grundwerkstoff-spezifisch | Oberflächenrauheit               | Deutlich (für PVD) | Erhöhte Rauheit ist vorteilhaft (untersucht bis $R_{z-D} = 4 \mu\text{m}$ )   |
| Grundwerkstoff-spezifisch | Oberflächenbearbeitungsverfahren | Deutlich (für PVD) | Läppgestrahlte und rau geschliffene Werkzeugoberflächen sind im untersuchten Kurzzeit-Zerspantest vorteilhaft                       |
| Grundwerkstoff-spezifisch | Substratwerkstoff                | Keine              | Keine Unterschiede bei den drei verwendeten HSS-Sorten  |
| Grundwerkstoff-spezifisch | Schichthaftung                   | Gering             | Verschleißverhalten beim Kurzzeit-Zerspantest abhängig von der verwendeten HSS-Sorte (CMPT 15 etwas besser als S 6-5-2 und S 6-5-3) |
| Grundwerkstoff-spezifisch | Substrateigen-spannung           | Schwach            | geringe Eigenspannung $\Rightarrow$ großer Verschleißindex<br>Hohe Eigenspannungen sind tendenziell eher vorteilhaft                |
| Schichtspezifisch         | Schichtdicke                     | Schwach            | Dickere Schichten sind tendenziell etwas besser (untersucht bis $4 \mu\text{m}$ )   |
| Schichtspezifisch         | Schichtmorphologie               | Keine              | —   |
| Schichtspezifisch         | Schichttextur                    | Keine              | —   |
| Schichtspezifisch         | Schichteigen-spannungen          | Nicht eindeutig    | NV- und ARC-PVD $\Rightarrow$ hohe Eigenspannungen<br>MS-PVD $\Rightarrow$ niedrige Eigenspannungen                                 |

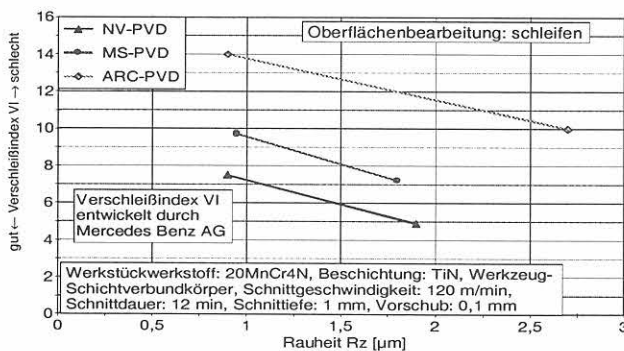


Bild 9-1

Einfluß der Oberflächrauheit geschliffener und beschichteter Werkzeug-Schichtverbundkörper auf den Verschleißindex VI (Versuchsbed. s. Bild 8-1)

schen -500 und -1300 MPa vor, die für die Schleifzustände “geschliffen fein” durchgehend etwas höher lagen als für die Schleifzustände “geschliffen rau”. Vernachlässigt man die durch verschiedene Oberflächenbearbeitungsverfahren bedingten unterschiedlichen Oberflächentopographien, so findet man ebenfalls, daß rauhere Oberflächen zu meist geringeren Verschleißindizes führen als feine Oberflächen (s. Bild 8-1). Für läppgestrahlte Oberflächen ( $R_{z-D} \approx 3 \mu\text{m}$ ) sind die Verschleißindizes am geringsten, gefolgt von rau geschliffenen ( $R_{z-D} \approx 2 \mu\text{m}$ ), fein geschliffenen ( $R_{z-D} \approx 0,5-1 \mu\text{m}$ ) und geläppten ( $R_{z-D} \approx 3 \mu\text{m}$ ) bzw. polierten ( $R_{z-D} \approx 3 \mu\text{m}$ ) Oberflächen. Dies scheint tendenziell für alle verwendeten PVD-Verfahren gültig zu sein. Nur die erodierten Oberflächen ( $R_{z-D} \approx 1,5 \mu\text{m}$ ) schneiden im beschichteten Zustand schlechter ab, als die Rauheitswerte es erwarten ließen. Hier muß aber berücksichtigt werden, daß durch den Erodiervorgang Zugspannungen in die Oberfläche gebracht wurden, womit sich das relativ schlechte Abschneiden der erodierten Varianten wohl erklären läßt.

Die für die verschiedenen PVD-Verfahren gefundenen signifikanten Abhängigkeiten des Verschleißindex VI von der Oberflächenrauheit lassen sich nicht auf die untersuchten PACVD- und CVD-Verfahren übertragen. Bild 8-1 verdeutlicht, wenn auch nur an zwei unterschiedlichen Oberflächenzuständen, daß sowohl läppgestrahlte als auch fein geschliffene Oberflächen vergleichbare Verschleißindizes mit Werten zwischen 9 und 10 liefern. Das Verschleißniveau aller untersuchten PACVD-Varianten war leider sehr hoch, da es zu unerwarteten verfahrenstechnischen Problemen innerhalb des Forschungszeitraums kam. Das funktionelle Verhalten war durchgehend mangelhaft, so daß an dieser Stelle von einer weitergehenden Ergebnisdiskussion abgesehen wird.

– **Oberflächentopographie, Oberflächenbearbeitungsverfahren**

Da beim Vergleich des Einflusses der Oberflächentopographie auf das funktionelle Verhalten im beschichteten Zustand auch immer andere Einflußgrößen wie Rauheit und Eigenspannungen berücksichtigt werden müssen, ist die isolierte Betrachtung schwierig. Eine Möglichkeit bietet die Auswertung verschiedener Rauheitswerte nach DIN 4768.

- gemittelte Rauhtiefe  $R_{z-D}$  [ $\mu\text{m}$ ]
- Mittenrauhwert  $R_a$  [ $\mu\text{m}$ ]
- reduzierte Spitzenhöhe  $R_{pk}$  [ $\mu\text{m}$ ]
- reduzierte Riefentiefe  $R_{vk}$  [ $\mu\text{m}$ ]
- kleinster Materialanteil des Kernprofils  $Mr_1$  [%]
- größter Materialanteil des Kernprofils  $Mr_2$  [%]

Anhand dieser Werte läßt sich die für ein bestimmtes Oberflächenbearbeitungsverfahren charakteristische Topographie untersuchen. Vergleicht man nun die vor der Be-

| Oberflächenbearbeitung/<br>Verschleißindex für<br>NV-PVD-Schichten | gemittelte<br>Rauhtiefe $R_{z-D}$ | reduzierte<br>Spitzenhöhe $R_{VK}$ | reduzierte<br>Riefentiefe $R_{PK}$ |
|--|-----------------------------------|------------------------------------|------------------------------------|
| läppgestrahlt / 6  | 2,9 - 3,2                         | ≈ 0,7                              | ≈ 0,7                              |
| geschliffen rau / 7  | 1,7 - 2,1                         | ≈ 0,2                              | ≈ 0,3                              |
| geschliffen fein / 9   | 0,5 - 0,7                         | ≈ 0,1                              | ≈ 0,15                             |
| geläppt / 14   | 0,2 - 0,3                         | ≈ 0,02                             | ≈ 0,05                             |
| poliert / 15   | 0,2 - 0,3                         | ≈ 0,06                             | ≈ 0,07                             |

Tabelle 9-2  
Vergleich des bei den Kurzzeit-Drehtests ermittelten Verschleißindex VI mit verschiedenen Rauheitskennwerten

schichtung gemessenen Rauheitswerte mit den Ergebnissen der Kurzzeit-Drehversuche, so zeigt es sich, daß der Verschleißindex VI nicht nur von der gemittelten Rauhtiefe  $R_{z-D}$  bzw. von den Mittenrauhwerten  $R_a$  abhängt, sondern auch signifikant von der reduzierte Spitzenhöhe  $R_{PK}$  und der reduzierte Riefentiefe  $R_{VK}$ . Tabelle 9-2 zeigt den Verschleißindex VI im Vergleich mit einigen Rauheitswerten. Je größer die dort aufgeführten Rauheitswerte sind, desto besser ist das funktionelle Verhalten der beschichteten Werkzeug-Schichtverbundkörper. Man kann daher davon ausgehen, daß eher die Oberflächenrauheit an sich als die Topographie (im hier untersuchten Rahmen) einen Einfluß ausübt. Die Rolle der Eigenspannungen wird im folgenden gesondert betrachtet.

#### – Substratwerkstoff

Im Rahmen der Kurzzeit-Drehtests wurden drei verschiedene Schnellarbeitsstahl-Sorten untersucht. Beim Werkstückwerkstoff 20MoCr4 lagen alle erhaltenen Verschleißindizes im vergleichbaren Bereich, während beim 42CrMo4 der Verschleißindex für die pulvermetallurgisch hergestellten CPMT15-Proben etwas geringer war als beim S 6-5-2. Eine signifikante Abhängigkeit des funktionellen Verhalten von PVD-Hartstoffschichten vom untersuchten Substratwerkstoff wurde nicht festgestellt. Da das Gefüge der drei Schnellarbeitsstähle in allen Fällen angelassener Martensit mit feinverteilten Carbiden, und damit ebenso vergleichbar wie die Härte (64 - 66 HRC) war, entsprechen die gefunden Ergebnisse den anfangs gemachten Erwartungen.

#### – Schichthaftung

Im Rahmen der Schichtcharakterisierung wurde, wie allgemein üblich, auch begleitend die Haftfestigkeit mittels Scratch-Tests ermittelt. Ein Vergleich der hierbei erhaltenen kritischen Lasten  $L_{c1}$  mit den Ergebnissen der Kurzzeit-Drehtests verdeutlicht einmal mehr, daß der Scratch-Test kein geeignetes Mittel zur Charakterisierung oder Ermittlung der Haftfestigkeit ist. Schichtverbundkörpervarianten mit hohen kritischen Lasten zeigten beim Kurzzeit-Zerspanen ein meist nur mäßiges funktionelles Verhalten und umgekehrt. Die  $L_{c1}$ -Werte lagen für den CPMT15 durchweg höher als für den S 6-5-2, obwohl die Verschleißindices durchaus vergleichbar waren. Die Ursache hierfür dürfte der beim CPMT15 höhere Kobalt-Gehalt sein, der zu einer verbesserten Druckfestigkeit führt und damit auch mit höheren kritischen Lasten eine bessere Haftung der Hartstoffschichten vortäuscht, die letztendlich im Praxistest nicht bestätigt werden kann.

#### – Substrateigenspannungen

Die Eigenspannungen im Substrat lagen zwischen + 600 MPa für die erodierte Varianten und -1300 MPa für fein geschliffene bzw. läppgestrahlte Varianten. Polierte bzw. geläppte Varianten lagen im nahezu eigenspannungsfreien Zustand vor. Bei der Beurteilung des Einflusses der Substrateigenspannungen auf das funktionelle Verhalten muß wieder berücksichtigt werden, daß andere Einflußgrößen, wie Rauheit und Topographie bei allen untersuchten Varianten ebenfalls unterschiedlich sind. In Bild 9-2 sind der

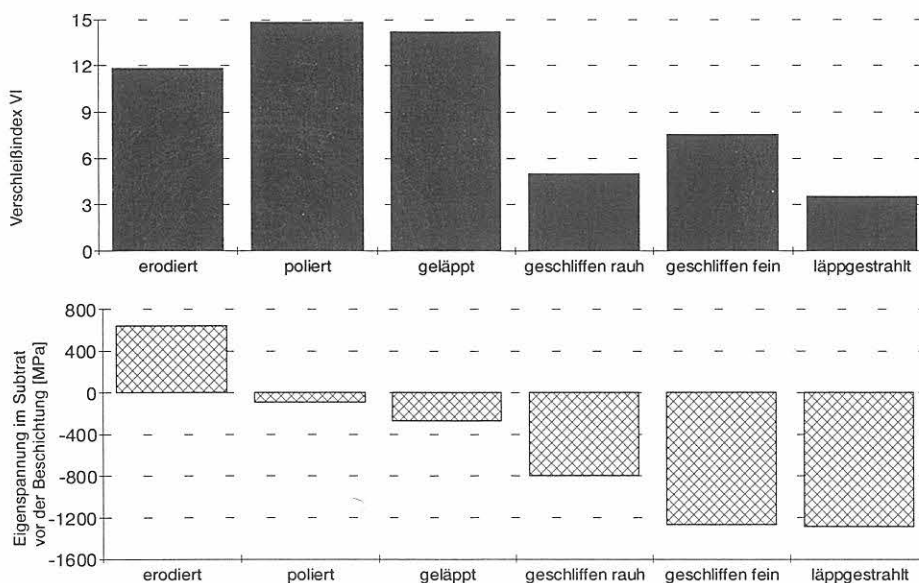


Bild 9-2  
Vergleich des Verschleißindex VI mit den im Substrat vorherrschenden Eigenspannungen (Kurzzeit-Drehtests mit Werkzeug-Schichtverbundkörper, Versuchsbedingungen s. Bild 8-1)

Verschleißindex VI und die im Substrat vor der Beschichtung vorherrschenden Eigenspannungen verglichen.

Die geringsten Verschleißindizes werden mit den Varianten erreicht, die rel. hohe Druckeigenspannungen im Substrat beinhalten. Damit kann auch das schlechte Abschneiden der erodierten Variante erklärt werden, obwohl sie eine relativ hohe Rauheit besitzt, was zweifelsohne als vorteilhaft anzusehen ist. Ein alleiniger Einfluß der Substrateigenspannungen auf das funktionelle Verhalten ist ebenfalls auszuschließen, da fein geschliffene Varianten zwar die höchsten Eigenspannungen im Substrat haben, jedoch die Verschleißindizes über denen der rau geschliffenen liegen, obwohl deren Eigenspannungen um ca. 400 MPa geringer sind.

Man muß daher eher davon ausgehen, daß das Zusammenspiel von Rauheit und Substrateigenspannung wichtig für ein gutes funktionelles Verhalten von Hartstoffbeschichtungen sind. Ausreichend hohe Substratrauheiten und -druckeigenspannungen wirken sich grundsätzlich positiv auf den Verschleißindex VI aus.

#### – Schichtdicke

Bei verschiedenen Werkzeug-Schichtverbundkörpervarianten wurden die mittels PVD-Verfahren hergestellten TiN-Schichten mit zwei unterschiedlichen Schichtdicken (2 und 4 µm) abgeschieden. Unabhängig vom verwendeten PVD-Verfahren führten dicke Schichten zu etwas geringeren Verschleißindizes. Das Verschleißniveau selbst wurde jedoch mehr von anderen Einflußgrößen, wie PVD-Verfahren, Rauheit, usw. beeinflusst, so daß der Einfluß der Schichtdicke auf das funktionelle Verhalten als eher gering einzuschätzen ist. Bei Schichtdicken, die oberhalb von 5 µm liegen, muß erfahrungsgemäß sogar mit einer deutlichen Verschlechterung des funktionellen Verhaltens der TiN-Schichten gerechnet werden.

#### – Schichtmorphologie und -textur

Bedingt durch die unterschiedlichen Gasabscheidungs-

verfahren variierte die Schichtmorphologie von einem feinen Schichtaufbau ohne sichtbare Fehlstellen (NV-PVD) bis grobe Schichtmorphologie (MS-PVD) bzw. zerklüftete, mit Fehlstellen übersäte Oberfläche (CVD). Dennoch zeigten alle diese Schichten ein gutes funktionelles Verhalten bei den Kurzzeit-Drehtests. Ebenso wirken sich die Art und Ausprägung einer Schichttextur nicht signifikant auf das Verschleißverhalten unter den hier gewählten Bedingungen aus.

#### – Schichteigenspannungen

Abhängig vom gewählten Beschichtungsverfahren lagen in den Hartstoffschichten Eigenspannungen von -5000 bis +200 MPa vor (s. Tabellen 6-1 - 6-5). Dabei waren die Schichteigenspannungen beim NV- und MS-PVD-Verfahren im allgemeinen sehr hoch, beim PACVD-Verfahren lagen teils Druck- und teils Zugspannungen vor. Bild 9-3 vergleicht die Schichteigenspannungen für mittels NV-PVD hergestellter TiN-Schichten mit Verschleißindizes aus dem Kurzzeit-Drehtests.

Die Druckeigenspannungen liegen zwischen -5000 und -3000 MPa, eine Abhängigkeit vom Oberflächenbearbeitungsverfahren ist nicht feststellbar. Der Verschleißindex VI liegt bei den polierten bzw. geläppten Varianten zwischen 12 und 15 und für rau geschliffene bzw. läppgestrahlte Varianten um 4, obwohl die Druckeigenspannungen in der TiN-Schicht vergleichbar groß sind. Auch bei anderen PVD- und dem CVD-Verfahren läßt sich kein direkter Zusammenhang zwischen dem funktionellen Verhalten und den Schichteigenspannungen finden. Dennoch scheinen hohe Druckeigenspannungen sich eher günstig auf das Verschleißverhalten der untersuchten TiN-Schichten auszuwirken.

Von der Vielzahl möglicher Einflußfaktoren sind vor allem die Oberflächenrauheit (verbunden mit Oberflächenbearbeitungsverfahren und -topographie) und die im Substrat vorhandenen Eigenspannungen von größter Bedeutung für das spätere funktionelle Verhalten von beschichteten

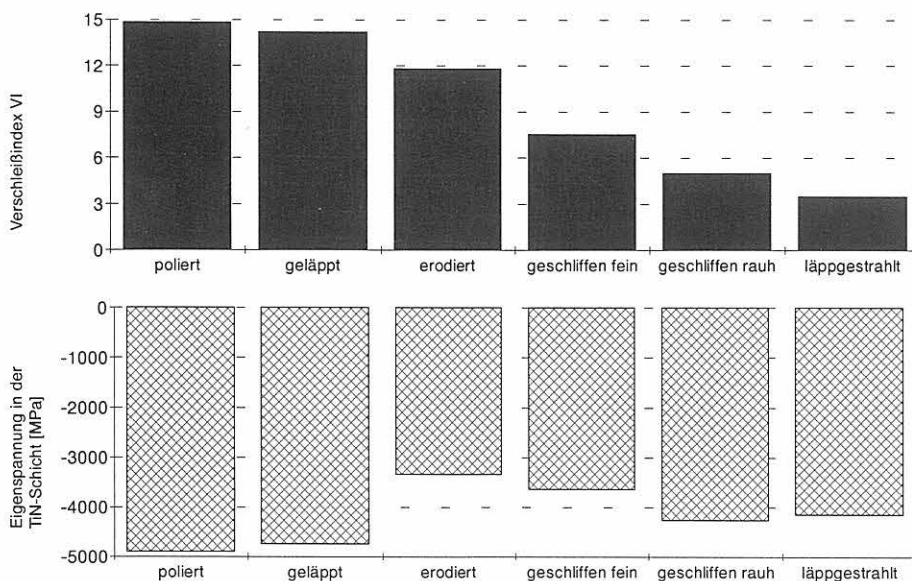


Bild 9-3  
Vergleich des Verschleißindex VI mit den in der Schicht vorherrschenden Eigenspannungen (Kurzzeit-Drehtests mit Werkzeug-Schichtverbundkörper, Versuchsbedingungen s. Bild 8-1, Substrat: S 6-5-2, TiN (NV-PVD))



Werkzeug-Schichtverbundkörpern. Dabei darf natürlich die Rolle des verwendeten Gasabscheidungsverfahrens nicht vernachlässigt werden, wobei jedoch davon ausgegangen wird, daß dieses bereits optimiert und dem späteren Beanspruchungskollektiv entsprechend ausgewählt wurde.

## 9.2 Bauteil-Schichtverbundkörper

Während die Werkzeug-Schichtverbundkörper für Zerspanuntersuchungen, d. h. in einem offenen Tribosystem beansprucht wurden, handelte es sich bei den Modellverschleißuntersuchungen an Bauteil-Schichtverbundkörpern mit der Klötzchen-Scheibe-Anordnung um ein geschlossenes Tribosystem, da gleiche Materialbereiche immer wieder in periodischen Abständen in Kontakt kommen. Daher sind die aus den Zerspan- und Modellverschleißuntersuchungen gewonnenen Erkenntnisse nicht unbedingt vergleichbar bzw. übertragbar. In der *Tabelle 9-3* sind die grundwerkstoff- und schichtspezifischen Einflußgrößen und deren Auswirkungen auf das tribologische Verhalten der Werkzeug-Schichtverbundkörper zusammengefaßt und sollen nun im folgenden einzeln diskutiert werden (vgl. Bild 3-1). Dafür werden die Ergebnisse der oberflächen- und mikroanalytischen Verfahren, Rauheitsmessungen und metallographischen Untersuchungen mit denen der Kurzzeit-Drehtests verglichen.

### – Oberflächenrauheit

Entsprechend dem Planungsraaster (s. Tabelle 3-5) sollten die Oberflächenrauheiten der Bauteil-Schichtverbundkörper im Bereich zwischen  $R_{z,D} = 0,1$  und  $2 \mu\text{m}$  variiert

werden. Aufgrund fertigungstechnischer Probleme vor allem beim Schleifen lagen die Spitzenwerte der gemittelten Rauhtiefe  $R_{z,D}$  bei bis zu  $7 \mu\text{m}$ . Daher stand, wenn auch ungewollt, ein sehr breites Spektrum an Rauheitswerten für die Untersuchungen zur Verfügung. Wie bereits schon in Kap. 9.1 erwähnt, muß bei der Betrachtung der Einflußgröße "Oberflächenrauheit" berücksichtigt werden, daß sich durch die verschiedenen Bearbeitungsverfahren auch die Oberflächentopographie und Eigenspannungen im oberflächennahen Bereich verändern, wodurch die Variation einer Einflußgröße meist die Veränderung anderer Einflußgrößen nach sich zieht. In *Bild 9-4a* ist der Einfluß der Rauheit auf das Erreichen der Mindeststandzeit von 180 min unabhängig vom Oberflächenbearbeitungsverfahren für das NV-PVD-Verfahren dargestellt (s. auch Bild 8-11a).

Bauteil-Schichtverbundkörper mit einer gemittelten Rauhtiefe  $R_{z,D}$  von unter  $1 \mu\text{m}$  erreichen in über 85 % aller Fälle die geforderte Mindeststandzeit von 180 min. Bei  $R_{z,D}$ -Werten von  $1,5 - 2 \mu\text{m}$  versagen schon rund die Hälfte und bei noch höheren Rauheiten sogar alle untersuchten Bauteil-Schichtverbundkörper, unabhängig vom verwendeten Bearbeitungsverfahren bzw. von den Substrateigenspannungen. Die Eigenspannungen lagen für alle geschliffenen Varianten um  $-200 \text{ MPa}$ , bei den anderen Varianten um  $-500 \text{ MPa}$ , so daß der Einfluß der Eigenspannungen wohl nicht zu groß sein dürfte.

### – Oberflächentopographie, Oberflächenbearbeitungsverfahren

Da beim Vergleich des Einflusses der Oberflächentopographie auf das funktionelle Verhalten im beschichteten Zustand auch immer andere Einflußgrößen wie Rauheit und

*Tabelle 9-3*

*Zusammenfassung der Einflußgrößen und deren Auswirkungen auf das funktionelle Verhalten im beschichteten Zustand (Modellverschleißprüfung)*

|                           | Einflußgrößen                    | Auswirkungen                               | Bemerkung   |
|---------------------------|----------------------------------|--|---|
| Grundwerkstoff-spezifisch | Oberflächenrauheit               | Deutlich (PVD)<br>Schwach für (CVD, PACVD) | Niedrige Rauheiten sind für PVD-Verfahren vorteilhaft   |
| Grundwerkstoff-spezifisch | Oberflächenbearbeitungsverfahren | Deutlich (PVD)<br>Schwach (CVD, PACVD)     | polierte und fein geschliffene Oberflächen sind bei der Modellverschleiß- und Bauteilprüfung von Vorteil. Bei PACVD und CVD keine merkliche Abhängigkeit feststellbar |
| Grundwerkstoff-spezifisch | Substratwerkstoff                | Abhängig vom Beschichtungsverfahren        | Keine eindeutigen Tendenzen bei der Modellverschleiß- und Bauteilprüfung feststellbar   |
| Grundwerkstoff-spezifisch | Substrateigenspannung            | Schwach                                    | Keine eindeutigen Tendenzen bei der Modellverschleiß- und Bauteilprüfung feststellbar   |
| Schichtspezifisch         | Schichtmorphologie               | Keine                                      | Keine Auswirkungen feststellbar   |
| Schichtspezifisch         | Schichttextur                    | Keine                                      | Keine Auswirkungen feststellbar   |
| Schichtspezifisch         | Schichtmaterial                  | deutlich                                   | i:C-Schichten zeigen in der Modellverschleiß- und bei der Bauteilprüfung gegenüber TiN-Schichten die besseren Reibung- und Verschleißergebnisse                       |
| Schichtspezifisch         | Schichteigenspannungen           | schwach                                    | Keine deutliche Tendenz feststellbar. Hohe Schichteigenspannungen könnten in Verbindung mit hohen Oberflächenrauheiten zu schlechteren Verschleißergebnissen führen.  |

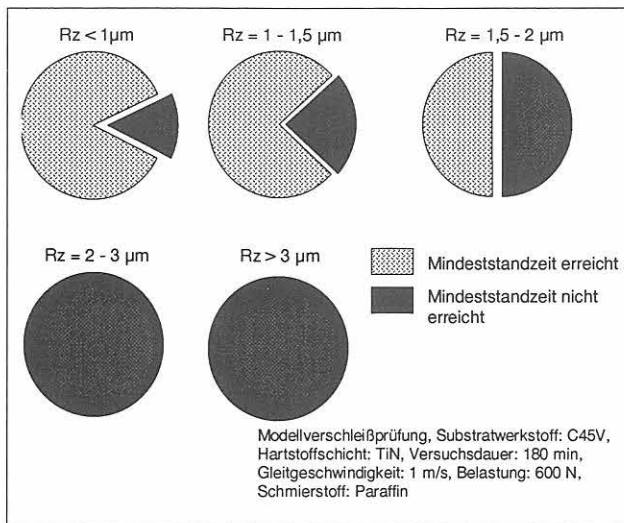


Bild 9-4a  
Abhängigkeit der Mindeststandzeit von der gemittelten Rauhtiefe  $R_{z,D}$  (Modellverschleißprüfung)

Eigenstressen berücksichtigt werden müssen, ist die isolierte Betrachtung schwierig. Eine Möglichkeit bietet die Auswertung verschiedener Rauheitswerte, wie die  $R_{pk}$ - bzw.  $R_{vk}$ -Werte, die gewisse Rückschlüsse auf die Topographie der Oberfläche zulassen. Die gemittelte Höhe der aus dem Rauheitskernprofil herausragenden Profilsitzen wird nach DIN 4776 als reduzierte Spitzenhöhe  $R_{pk}$  bezeichnet. Entsprechend ist die gemittelte Tiefe der aus dem Rauheitskernprofil in das Material hineinreichenden Riefen die reduzierte Riefentiefe  $R_{vk}$ .

Bild 9-4b zeigt die Abhängigkeit der Mindeststandzeit von der reduzierten Spitzenhöhe  $R_{pk}$  für mit TiN beschichtete Substratwerkstoffe aus C45V. Ebenso wie bei der gemittelten Rauhtiefe  $R_{z,D}$  ist auch hier ein deutlicher Einfluß auf das Erreichen der Mindeststandzeit zu erkennen. Bei  $R_{pk}$ -Werten über  $0,1 \mu\text{m}$  versagen schon rund 60 % aller beschichteten Bauteil-Schichtverbundkörper innerhalb der ersten Minuten. Höhere  $R_{pk}$ -Werte führen zu einem 100 %igen Versagen aller untersuchten Proben.

Während erhöhte  $R_{pk}$ -Werte zu einer größeren Versagenswahrscheinlichkeit führen, ist die Tendenz bei der Betrachtung der  $R_{vk}$ -Werte (reduzierte Riefentiefe) etwas anders. So erreichten alle Proben mit  $R_{vk}$ -Werten von  $0,1 - 0,2 \mu\text{m}$  die geforderte Mindeststandzeit, bei geringeren  $R_{vk}$ -Werten dagegen versagten rund 20 % aller Proben (Bild 9-5). Höhere  $R_{vk}$ -Werte führen wiederum zu einem Anstieg der Versagensrate. Die Ursache dafür könnte sein, daß sich bei Oberflächen mit extrem geringen  $R_{vk}$ -Werten im Modellverschleißprüfsystem kein ausreichendes Schmierstoffreservoir während der tribologischen Beanspruchung ausbilden kann. Es herrscht dann nicht Mischreibung sondern verstärkt Grenzreibung vor, wodurch die TiN-Beschichtungen sehr stark beansprucht und durchgerieben werden. Ein optimales Schmierstoffreservoir kann sich demnach in den Vertiefungen der Oberflächen bei  $R_{vk}$ -Werten zwischen  $0,1$  und  $0,2 \mu\text{m}$  ausbilden. Bei Proben mit höheren  $R_{vk}$ -Werten kommt es dann wieder zum verstärkten Versagen aufgrund der mit ansteigender Rauheit abnehmenden Haftung.

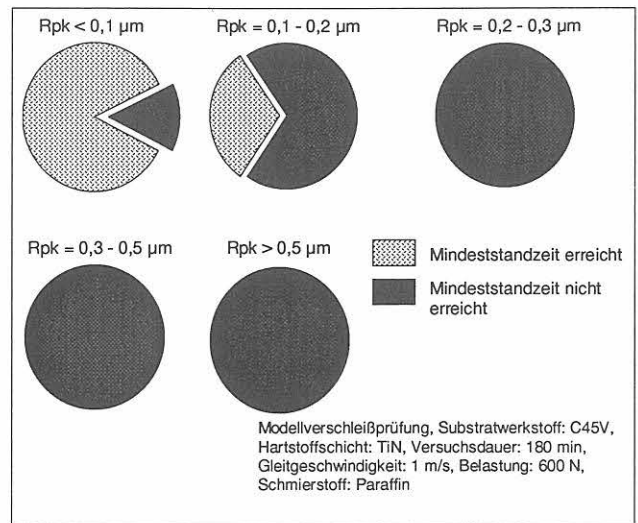


Bild 9-4b  
Abhängigkeit der Mindeststandzeit von der reduzierten Spitzenhöhe  $R_{pk}$  (Modellverschleißprüfung)

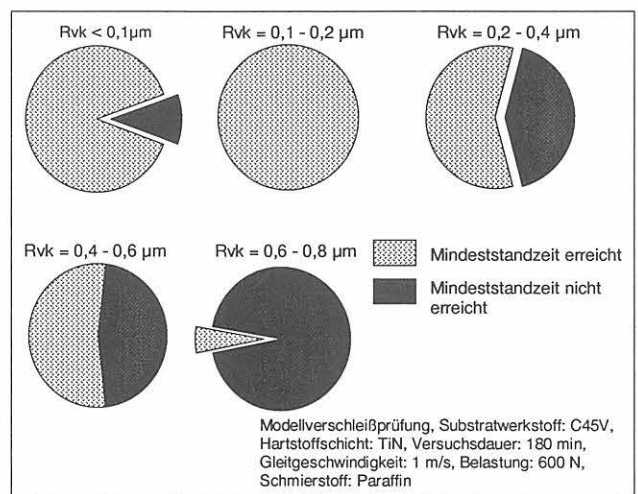


Bild 9-5  
Abhängigkeit der Mindeststandzeit von der reduzierten Riefentiefe  $R_{vk}$  (Modellverschleißprüfung)

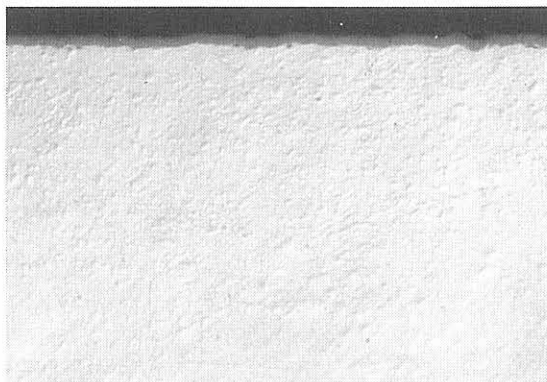
Zusammenfassend läßt sich feststellen, daß im Gegensatz zu den Werkzeug-Schichtverbundkörpern im offenen Tribosystem gerade die Bauteil-Schichtverbundkörper ein gutes funktionelles Verhalten aufweisen, wenn diese eine glattere Oberfläche besitzen. Der Einfluß des Oberflächenbearbeitungsverfahrens an sich ist nicht sehr bedeutend und wird eindeutig von anderen Einflußgrößen, wie Rauheit übertroffen. Bei zu feinen Oberflächen kommt es zu einer nicht optimalen Ausbildung von Schmierstoffreservoirs, so daß als Folge die Versagenswahrscheinlichkeit ansteigt. Während für das PVD-Verfahren die oben genannten Einflußgrößen gelten, ist dies für das untersuchte PACVD- und CVD-Verfahren nicht der Fall. Wie die Bilder 8-10a und 8-12a zeigen, ist keine signifikante Abhängigkeit von Oberflächenrauheit oder Bearbeitungsverfahren festzustellen.

#### – Substratwerkstoff

Im Rahmen der Modellverschleißuntersuchungen wurden verschiedene Substratwerkstoffe mittels NV-PVD-Verfahren

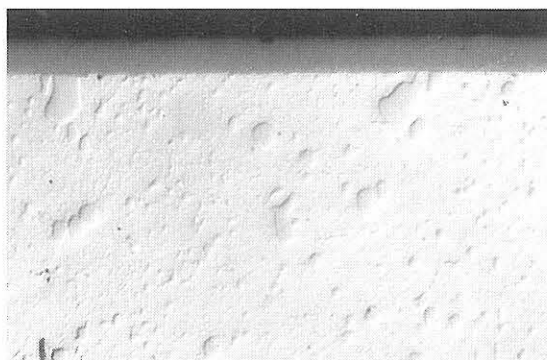
ren beschichtet (Tabelle 8-1). Da die Belastungen im tribologischen Ersatzsystem nicht zu hoch gewählt wurden, zeigten auch Substratwerkstoffe geringerer Härte ein gutes funktionelles Verhalten (Bild 8-6a). Generell liegen die meßbaren Verschleißmarkenbreiten für härtere Substratwerkstoffe niedriger (Bilder 8-7 und 8-9), das Ausmaß hängt jedoch vom Substratwerkstoff, der Schichtzusammensetzung und vom Beschichtungsverfahren ab (Bild 8-7).

Etwas überraschend ist das schlechte funktionelle Verhalten des Stahls 100Cr6, der sich normalerweise sehr gut als Substratwerkstoff für PVD-Beschichtungen eignet und auch nach dem Beschichtungsvorgang seine Härte von rund 750 HV10 beibehalten hatte. Ursache für das 100%ige Versagen dieser Variante ist die geringe Schichtdicke von unter einem Mikrometer. Die Bilder 9-6a und 9-6b zeigen die TiN-Schichten in Schliffbildern für 100Cr6- und X155CrVMo121-Substrate. Die Schichtdicke beim 100Cr6 ist deutlich geringer als die des X155CrVMo121, welche bei rund 2 µm liegt. Genauere Aufschlüsse geben AES-Tiefenprofile in Bild 9-7a bzw. 9-7b. Bei einer Sputterrate von rund 60 nm beträgt die Dicke der TiN-Schicht rund 0,8 µm für den Substratwerkstoff 100Cr6 und rund 2,5 µm für den X155CrVMo121. Andere Ursachen für das schnelle Schichtversagen konnten nicht festgestellt werden, da weder Wachstumsfehler, erhöhte Sauerstoffkonzentrationen im Interfacebereich (Bild 9-10a) oder ähnliches gefunden werden konnte. Aufgrund der gewählten Versuchsanord-



V = 1000:1

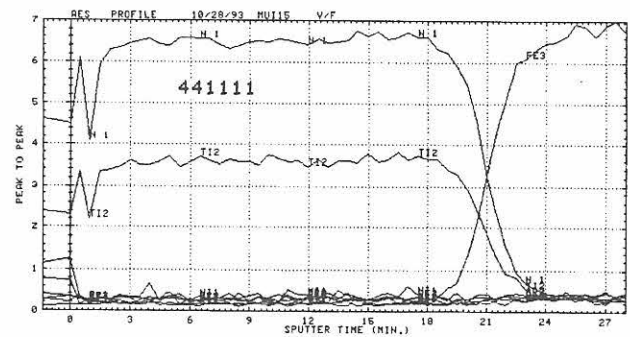
a) Substratwerkstoff: 100Cr6



V = 1000:1

b) Substratwerkstoff: X155CrVMo121

Bild 9-6a und b  
Querschliff zweier mit TiN beschichteter Bauteilschichtverbundkörper (NV-PVD)



a) Substratwerkstoff: 100Cr6 ↑

b) Substratwerkstoff: X155CrVMo121 ↓

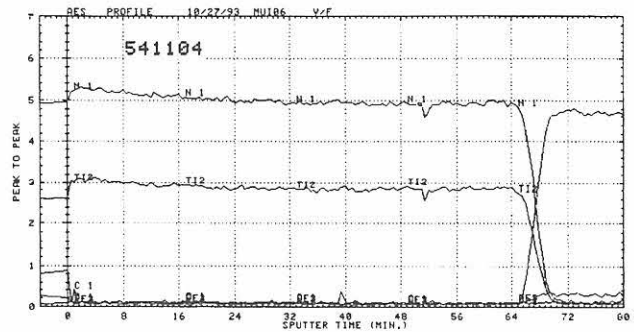


Bild 9-7a und b

AES-Tiefenprofile von TiN-Schichten auf unterschiedlichen Substratwerkstoffen (NV-PVD); Unterschiedliche Sputterzeit

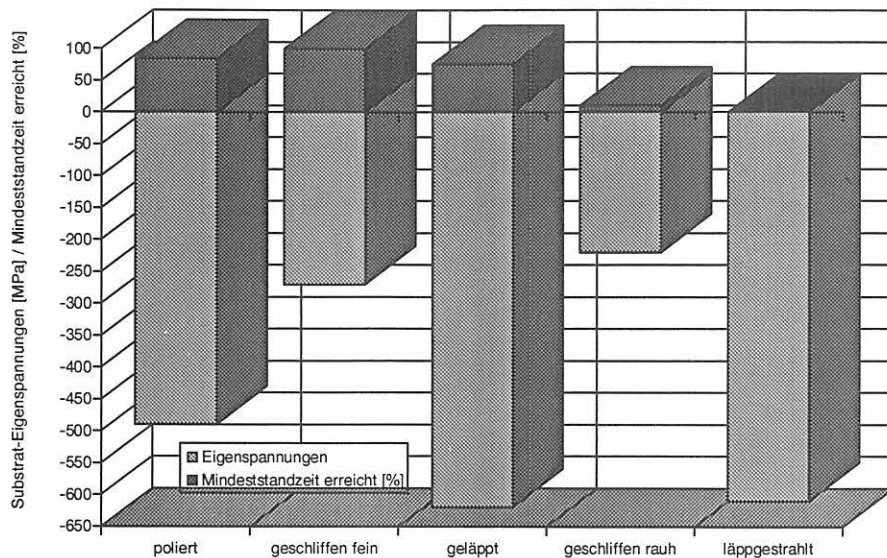
nung lag die meßbare Verschleißmarkenbreite nach wenigen Umdrehungen für härtere Substratwerkstoffe bei rund 0,5 mm. Dies entspricht, wenn man plastische oder elastische Verformungen vernachlässigt, einer Verschleißmarken-tiefe von rund 1,5 µm /16/. Man kann daher davon ausgehen, daß die TiN-Schicht auf dem Substratwerkstoff 100Cr6 derart dünn war, daß es nicht zu einem Schichtversagen aufgrund mangelnder Haftfestigkeit kam, sondern daß die TiN-Schicht schon nach wenigen Umdrehungen durchgerieben worden ist. Die Schichtdicken aller anderen untersuchten Varianten betrug in allen Fällen über 1,5 µm.

### – Substrateigenspannungen

Die Eigenspannungen im Substrat lagen zwischen +36 MPa für die rau geschliffenen Varianten und -682 MPa für geläppte bzw. gestrahlte Varianten. Hohe Druckeigenspannungswerte mit über -1000 MPa, wie sie bei den Werkzeug-Schichtverbundkörper, zu beobachten waren, traten bei den Bauteil-Schichtverbundkörpern nicht auf. Beim Vergleich der im Modellverschleißprüfsystem erreichten Mindeststandzeiten und den Substrateigenspannungen wird deutlich, daß hier kein Zusammenhang besteht (Bild 9-8).

Sowohl polierte Varianten mit relativ hohen Druckeigenspannungen von -500 MPa als auch fein geschliffene Varianten mit geringen Druckeigenspannungen von -200 MPa erreichen jeweils zu mindestens 85 % die bei der Modellverschleißprüfung geforderte Mindeststandzeit von 180 min. Entsprechendes gilt auch für Bauteil-Varianten, die ein schlechtes funktionelles Verhalten im beschichteten Zustand zeigen. Auch hier versagen Varianten sowohl mit





**Bild 9-8**  
Vergleich der im Modellverschleißprüfsystem erreichten Mindeststandzeiten mit den im Substrat vorherrschenden Eigenspannungen (Modellverschleißprüfung, Versuchsbedingungen s. Bild 8-11a)

niedrigen Druckeigenspannungen (geschliffen rau) als auch mit höheren (läppgestrahlt). Man kann daher mit großer Sicherheit davon ausgehen, daß Substrateigenspannungen im untersuchten Bereich von -200 bis -600 MPa keinen signifikanten Einfluß auf das funktionelle Verhalten der Bauteil-Schichtverbundkörper im beschichteten Zustand haben. Andere Einflußgrößen wie Rauheit oder Bearbeitungsverfahren spielen eine sehr viel größere Rolle.

dickere Hartstoffschichten für die im Modellverschleißprüfsystem vorherrschende Gleitreibung eher von Vorteil sind, vorausgesetzt, eine ausreichend gute Haftung ist auch bei größerer Dicke gewährleistet. Zu geringe Schichtdicken können dagegen zu schnell durchgerieben werden, wie bei der TiN-Schicht, die mittels NV-PVD-Verfahren hergestellt wurde, nachgewiesen werden konnte (vgl. Bilder 9-6 und 9-7).

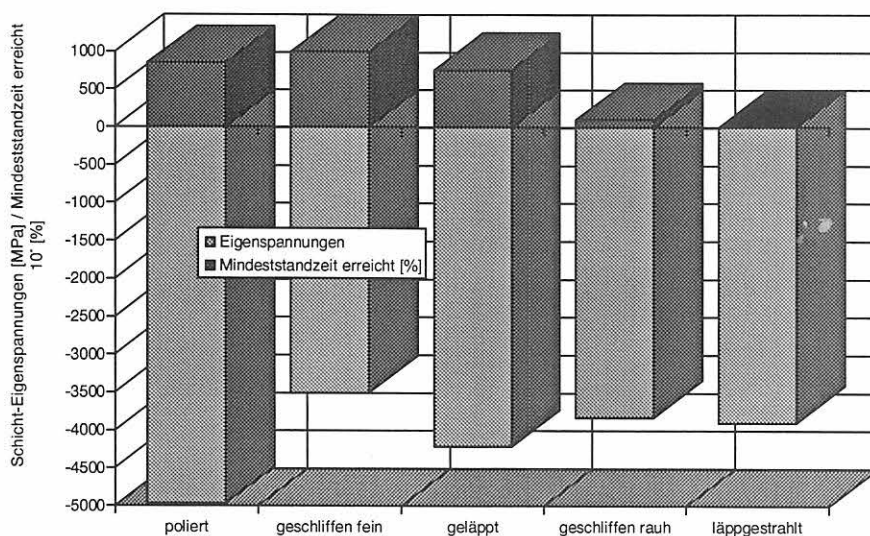
TiN-Schichten, die mit PACVD- und CVD-Verfahren hergestellt wurden, zeigen im gewählten Modellverschleißprüfsystem durchwegs gute Ergebnisse und ein gleiches funktionelles Verhalten. Demnach sind die Eigenspannungen auch für PACVD- und CVD-Schichten von untergeordneter Bedeutung, zumindest im untersuchten Bereich.

#### – Schichtmorphologie und -textur

Bedingt durch die unterschiedlichen Gasabscheidungsverfahren variierte die Schichtmorphologie von einem feinen Schichtaufbau ohne sichtbare Fehlstellen (NV-PVD) bis zu einer groben Schichtmorphologie (MS-PVD) bzw. zu zerklüfteten, mit Fehlstellen übersäten Oberflächen (CVD). Ein Zusammenhang zwischen Schichtmorphologie und funktionellem Verhalten bei der Modellverschleißprüfung wurde nicht festgestellt, da Hartstoffschichten mit gleicher Morphologie auf unterschiedlich gefertigten Substraten ein sehr differentes funktionelles und tribologisches Verhalten zeigten. Ebenso wirken sich Art und Ausprägung einer Schichttextur nicht signifikant auf das Verschleißverhalten unter den bei der Modellverschleißprüfung gewählten Bedingungen aus.

#### – Schichtdicke

Die Dicke der Hartstoffschichten wurde bei den Bauteil-Schichtverbundkörpern nicht gezielt variiert. Abhängig von den Beschichtungsverfahren und -parametern lag sie z. B. für TiN zwischen 1,5 und 5 µm. Es lassen sich daher keine speziellen Aussagen über optimale Schichtdicken oder den Einfluß der jeweiligen Schichtdicke auf das funktionelle Verhalten machen. Man kann jedoch davon ausgehen, daß



**Bild 9-9**  
Vergleich der im Modellverschleißprüfsystem erreichten Mindeststandzeiten mit den in der TiN-Schicht vorherrschenden Eigenspannungen (Modellverschleißprüfung, Versuchsbedingungen s. Bild 8-11a)



## – Schichteigenspannungen

Abhängig vom gewählten Beschichtungsverfahren lagen in den Hartstoffschichten Eigenspannungen von -5000 bis -650 MPa vor (s. Tabellen 6-1 - 6-5). Dabei waren die Schichteigenspannungen beim NV-PVD-Verfahren mit Druckeigenspannungswerten von durchweg über -3500 MPa sehr hoch. Die Höhe der Eigenspannungen in den untersuchten TiN-Schichten spielen keine signifikante Rolle, vorausgesetzt, ein Minimum an Druckeigenspannungen liegt in der Schicht vor. Sowohl TiN-Schichten mit relativ niedrigen (-650 MPa, ARC-PVD) als sehr hohen Druckeigenspannungen (-4200 MPa, NV-PVD) zeigen auf gleichen Substraten ein vergleichbares funktionelles und tribologisches Verhalten. Der eher untergeordnete Einfluß der Eigenspannungen in der Schicht auf das funktionelle Verhalten demonstriert *Bild 9-9*, in dem die bei der Modellverschleißprüfung erreichten Mindeststandzeiten mit den Eigenspannungen in den entsprechenden Hartstoffschichten vergleichend dargestellt sind.

Trotz durchweg hoher Druckeigenspannungen schwanken die erreichten Mindeststandzeiten sehr stark, jedoch eher abhängig von der Oberflächenrauheit bzw. dem Oberflächenbearbeitungsverfahren.

Die Eigenspannungen der PACVD- und CVD-Schichten lagen in einem relativ engen Bereich zwischen -1250 und -2050 MPa. Da derartige Schichten ein konstant gutes tribologisches und funktionelles Verhalten zeigten, kann man davon ausgehen, daß die Eigenspannungen im untersuchten Bereich nicht von Bedeutung sind.

## 9.3 Zerspan- und Umformwerkzeuge

Aufgrund der relativ einfachen Geometrie des Schichtverbundkörpers konnten die verschiedenen fertigungsbedingten Einflüsse auf das spätere funktionelle Verhalten im beschichteten Zustand eingehend und systematisch untersucht werden. Dies war bei den für die Feldversuche verwendeten Zerspanwerkzeugen nicht möglich. Entsprechend den Ergebnissen der Kurzzeit-Drehuntersuchungen wurden die Werkzeuge sowohl geschliffen als auch geschliffen und gestrahlt hergestellt und beschichtet.

Die Ergebnisse der Zerspan- und Umformversuche zeigen, daß die Oberflächenbearbeitung vor der Beschichtung einen großen Einfluß auf das funktionelle Verhalten des Schichtverbundes haben kann. Sowohl Verschleißbeständigkeit als auch die Streubreite der Standzeiten können davon betroffen sein. Das Ausmaß ist jedoch stark vom Beanspruchungszustand abhängig, so daß es weder für Zerspan- noch für Umformwerkzeuge eine einzige optimale Oberflächenbearbeitung gibt.

So lassen sich z. B. beim Bohren in Stahl die Standzeiten kommerzieller Beschichtungen nahezu verdoppeln, wenn statt geschliffener Oberflächen läppgestrahlte verwendet werden (*Bild 8-13*). Auch beim Wälzstoßen bewirkt das Läppstrahlen der Scheibenschneidräder eine, wenn auch

geringe, Standzeitverbesserung. Dagegen bringt das Läppstrahlen geschliffener Oberflächen beim Fräsen von Stahl keine Vorteile (*Bild 8-15*).

Präge- und Stanzuntersuchungen zeigen, daß der Erodierprozeß zu einer derart starken Oberflächenschädigung führt, daß das funktionelle Verhalten der Hartstoffschichten nachhaltig negativ beeinflusst wird. Als Grund hierfür kann das Auftreten von Zugspannungen im Oberflächenbereich des erodierten Substrats angesehen werden (*Tabelle 4-5*). Mit erodierten Werkzeugen können nur dann verbesserte Standzeiten erreicht werden, wenn die durch das Erodieren erzeugte Schädigungszone im Substrat durch mechanische Nachbearbeitung weitgehend entfernt wird. Aber selbst dann werden die Standmengen eines geschliffenen und zusätzlich polierten Werkzeugs nicht erreicht (*Bild 8-16*). Auch bei den Kurzzeit-Drehversuchen schneiden erodierte Werkzeug-Schichtverbundkörper schlechter ab als geschliffene (*Bild 8-1*).

Demzufolge spielen also nicht nur fertigungsrelevante Einflußgrößen bei der Herstellung der Werkzeuge eine wichtige Rolle, sondern auch der Verwendungszweck, für den das jeweilige Werkzeug eingesetzt werden soll. Das Ausmaß der fertigungsbedingten Einflußgrößen auf das funktionelle Verhalten ist stark vom Beanspruchungszustand abhängig, so daß für Werkzeuge nicht die optimale Oberflächenbearbeitung gibt. Vielmehr muß der Einfluß der fertigungsbedingten Eigenschaften auf das funktionelle Verhalten beschichteter Werkzeug für jeden einzelnen Einsatzfall untersucht und die Fertigungsparameter dementsprechend optimiert werden. Daß damit die Standzeiten selbst kommerzieller Hartstoffschichten erheblich verbessert werden können, haben die Ergebnisse eindrucksvoll gezeigt.

## 9.4 Bauteile

Auch bei den Bauteil-Untersuchungen mit der Flügelzellenpumpe V104C konnten Einflüsse der fertigungsbedingten Eigenschaften der Flügel auf das funktionelle und tribologische Verhalten nachgewiesen werden. Da es sich dabei um ein geschlossenes Tribosystem handelt, muß sowohl der Verschleiß des Grund- (Flügel) als auch der des Gegenkörpers (Hubring) berücksichtigt werden.

Beim Hubringverschleiß spielten die verwendeten Hartstoffschichten bzw. Substratwerkstoffe die dominierende Rolle. Der Einsatz von i.C-Schichten führte zu einer deutlichen Reduzierung des Hubringverschleißes gegenüber unbeschichteten oder TiN-beschichteten Flügeln. Auch die Härte der Flügel spielt beim Hubringverschleiß eine große Rolle, vor allem dann, wenn, wie im Fall der TiN-Beschichtungen, die Schicht durchgerieben ist und das Substrat mit dem Hubring in Kontakt kommt (*Bild 8-20*).

Der Flügelverschleiß läßt sich sowohl mit TiN- als auch mit i.C-Schichten senken, wobei hier ein leichter Einfluß der Substratfertigung auf das Verschleißverhalten festzustellen ist. Die Qualitätsreihenfolge fein geschliffen → po-

liert → geläpft läßt sich, wie auch schon bei der Modellverschleißprüfung, auch hier wiederfinden (Bild 8-22). Dennoch sind die Einflußgrößen Substratwerkstoff und/oder Schichtzusammensetzung dominierender als die Oberflächenbearbeitung der Flügel. Wie auch bei den Zerspan-

und Umformwerkzeugen wird es nötig sein, für jeden speziellen Einsatzfall einzeln zu überprüfen, welche fertigungsbedingten Einflüsse eine wichtige Rolle für das funktionelle Verhalten der Hartstoffschichten spielen.

## 10. Literaturverzeichnis

- /1/ *Meier zu Köcker, G., Habig, K.-H.*: Funktionelles Verhalten hartstoffbeschichteter Werkzeuge und Bauteile. *HTM* **49** (1994), S. 365/377
- /2/ *Habig, K.-H., Yan, L.*: Rauheits- und Verschleißprüfungen an Verschleißschutzschichten. *HTM* **37** (1982), S. 180/192
- /3/ *Habig, K.-H., Favery, D., Kelling, N.*: Ergebnisse von Rauheits- und Verschleißuntersuchungen an Verschleiß-Schutzschichten. *HTM* **40** (1985), S. 283/293
- /4/ *Meier zu Köcker, G., Hinrichs, V., Habig, K.-H.*: Influence of the surface conditions on the functional behaviour of coated tribo-elements. Proc. 6th Nordic Symposium on Tribology (Hrsg. P. Hedenqvist, S. Hogmark, S. Jacobson), Uppsala, Schweden, 12. - 15. Juni 1994, Vol. 1, S. 27/38
- /5/ *Kiefer, J.*: Beschichtung von Werkzeugen und Verschleißteilen. Tagungsband des Seminars High-Tech Oberflächenschutzschichten (Hrsg. F. Franek und K.H. Buchner), Wien, Österreich, 10. Dez. 1991, S. 23/34
- /6/ *Habig, K.-H.*: Reibungs- und verschleißmindernde Oberflächenschichten. In: Zum Gahr, K.H.: Reibung und Verschleiß bei metallischen und nichtmetallischen Werkstoffen, Oberursel: DGM e. V. Informationsgesellschaft Verlag 1986, S. 203/220
- /7/ *Habig, K.-H., Meier zu Köcker, G., Hinrichs, V.*: Einfluß der fertigungsbedingten Eigenschaften von Werkzeugen und Bauteilen auf deren funktionelles Verhalten im beschichteten Zustand. Abschlußbericht der BAM zum BMFT-Projekt 03 T 0025.
- /8/ *Macherauch, E.*: Röntgenographische Spannungsmessung. Sonderdruck aus Handbuch der zerstörungsfreien Materialprüfung, München 1975
- /9/ *Mayr, P., Stock, H.-R., Berndt, H.*: Gasphasenabscheidung. VDI-Berichte 866, Düsseldorf: VDI-Verlag 1990, S. 1/29
- /10/ N.N.: Umdruck zum Praktikum Oberflächen- und Randschichttechnik VAK: 4-5501 P Meßtechnisches Praktikum in Werkstofftechnik der Universität Bremen, Fachbereich Produktionstechnik, Lehrgebiet Werkstoffwissenschaft, 1992
- /11/ *Paulat, E., Lenk, P., Wieghardt, G.*: Untersuchungen zur Entstehung und Relaxation thermisch bedingter Eigenspannungen in Schichtverbunden Metallkarbid-Werkzeugstahl. *Neue Hütte* **29** (1984), S. 217/220
- /12/ *Matthes, B., Broszeit, E., Kloos, K.-H.*: Konturengetreue PVD-Beschichtung bei niedrigen Temperaturen zur funktionellen Verbesserung von Werkzeugen bei der Blechumformung. *Mat.-wiss. u. Werkstofftechn.* **24** (1993), S. 125/130
- /13/ *Thoenes, H.W., Bauer, K., Hermann, P.*: Erfahrungen mit der Vickersflügelzellenpumpe. *Tribologie + Schmierungstechnik* **4** (1979), S. 124/127
- /14/ *Kloos, K.-H., Broszeit, E., Schmidt, F.*: Tribologische Prüfung von Hydraulikflüssigkeiten. *Tribologie + Schmierungstechnik* **32** (1985), S. 136/144
- /15/ *Gellrich, R., Beckmann, G., Kunz, A., Broszeit, E.*: Combination of theoretical and experimental investigations on wear of vane pumps, Proc. 6th Nordic Symposium on Tribology (Hrsg. P. Hedenqvist, S. Hogmark, S. Jacobson), Uppsala, Schweden, 2.- 15. Juni 1994, Vol. 2, S. 456/472
- /16/ *Bartsch, H.-J.*: Mathematische Formeln, Leipzig: VEB Fachbuchverlag 1976

# Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/1968

**Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)**  
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/1970 (vergriffen)

G. Andreas  
**Zum Problem des Feuchtigkeitschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern**

Nr. 3/1970

J. Ziebs  
**Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbauteile**

Nr. 4/1970 (vergriffen)

A. Burmester  
**Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit - Grundlagen und Vergütungsverfahren**

Nr. 5/1971

N. Steiner  
**Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkkettendichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken**

Nr. 6/1971

P. Schneider  
**Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschallschutzes von Bauelementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen**

Nr. 7/1971

H.-J. Petrowitz  
**Chromatographie und chemische Konstitution - Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie**

Nr. 8/1971

H. Veith  
**Zum Spannungs-Drehungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung**

Nr. 9/1971

K.-H. Möller  
**Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen**

Nr. 10/1972

D. Aurich, E. Martin  
**Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode**

Nr. 11/1972

H.-J. Krause  
**Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden**

Nr. 12/1972

H. Feuerberg  
**Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren**

Nr. 13/1972

K.-H. Habig, K. Kirschke, W.-W. Maennig, H. Tischer  
**Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen  $760$  und  $2.10^{-7}$  Torr**

Nr. 14/1972

E. Fischer  
**Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz**

Nr. 15/1972

H. Pohl  
**Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse**

Nr. 16/1972

E. Knublauch  
**Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadenfeuer**

Nr. 17/1972

P. Reimers  
**Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen**

Nr. 18/1973

W. Struck  
**Das Sprödbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches**

Nr. 19/1973

K. Kaffanke, H. Czichos  
**Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen**

Nr. 20/1973

R. Rudolphi  
**Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden**

Nr. 21/1973

D. Klaffke, W. Maennig  
**Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung**

Nr. 22/1973

R. Rudolphi, E. Knublauch  
**Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen**

Nr. 23/1973

W. Ruske  
**Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin. Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen**

Nr. 24/1973

J. Stanke, E. Klement, R. Rudolphi  
**Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung**

Nr. 25/1973

E. Knublauch  
**Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen**

Nr. 26/1974

P. Jost, P. Reimers, P. Weise  
**Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM - Eigenschaften und erste Anwendungen**

Nr. 27/1974

H. Wüstenberg  
**Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall**

Nr. 28/1974

H. Heinrich  
**Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern**

Nr. 29/1974

P. Schneider  
**Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem Idealisotropen porösen Material mit starrem Skelet für senkrechten, schrägen und allseitigen Schalleinfall**

Nr. 30/1974 (vergriffen)

H. Czichos, G. Salomon  
**The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology**

Nr. 31/1975

G. Fuhrmann  
**Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung**

Nr. 32/1975

R. Rudolphi, B. Böttcher  
**Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen**

Nr. 33/1975

A. Wagner, G. Kieper, R. Rudolphi  
**Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nicht-stationären Meßverfahrens**

Nr. 34/1976 (vergriffen)

H.-J. Deppe  
**Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoff**

Nr. 35/1976

E. Limberger  
**Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper - Vorschlag für ein Prüfverfahren -**

Nr. 36/1976 (vergriffen)

J. Hundt  
**Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles**

Nr. 37/1976

W. Struck  
**Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen - Vorschlag für ein Prüfverfahren -**

Nr. 38/1976

K.-H. Habig  
**Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42 CrMo 4**

Nr. 39/1976

K. Kirschke, G. Kempf  
**Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit Nicht-Newton'schem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Schwerkbeanspruchung**

Nr. 40/1976

H. Hantsche  
**Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren**

Nr. 41/1976

B. Böttcher  
**Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten**

Nr. 42/1976

S. Diellen  
**Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft**

Nr. 43/1976

W. Struck  
**Das Sprödbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches**

Nr. 44/1976

W. Matthees  
**Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms "Stab-Werk"**

- Nr. 45/1976  
W. Paatsch  
**Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten**
- Nr. 46/1977 (vergriffen)  
G. Schickert, H. Winkler  
**Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung**  
Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses
- Nr. 47/1977  
A. Plank  
**Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen**
- Nr. 48/1977  
U. Holzöhner  
**Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn**
- Nr. 49/1977  
G. Wittig  
**Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung**
- Nr. 50/1978 (vergriffen)  
N. Czaika, N. Mayer, C. Amberg, G. Magiers, G. Andrae, W. Markowski  
**Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und Überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern**
- Nr. 51/1978  
J. Sickfeld  
**Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen**
- Nr. 52/1978  
A. Tomov  
**Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung**
- Nr. 53/1978  
R.-G. Rohrmann, R. Rudolphi  
**Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge**
- Nr. 54/1978  
H. Sander  
**Magnetisches Verhalten dünner Eisen-schichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung**
- Nr. 55/1978  
D. Klaffke  
**Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristalle polykristalliner 99,999 %-A1-Proben bei Biegewechselbeanspruchung**
- Nr. 56/1978  
W. Brünner, C. Langlie  
**Stabilität von Sandwichbauteilen**
- Nr. 57/1978  
M. Stadthaus  
**Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung**  
Investigations on Inspection-Media for Magnetic Particle-Testing
- Nr. 58/1978  
W. Struck  
**Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau**
- Nr. 59/1978  
G. Plauk  
**Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der**
- Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl**
- Nr. 60/1979  
H. Spreckelmeyer, R. Helms, J. Ziebs  
**Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken**
- Nr. 61/1979  
K. Richter  
**Beschreibung von Problemen der höheren Farbmimetrie mit Hilfe des Gegenfarbensystems**
- Nr. 62/1979  
W. Gerisch, G. Becker  
**Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle**
- Nr. 63/1979  
E. Behrend, J. Ludwig  
**Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase**
- Nr. 64/1980  
W. Rücker  
**Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung**
- Nr. 65/1980  
P. Schmidt, D. Aurich, R. Helms, H. Veith, J. Ziebs  
**Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte**
- Nr. 66/1980  
M. Hattwig  
**Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung**
- Nr. 67/1980  
W. Matthees  
**Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung**
- Nr. 68/1980  
D. Petersohn  
**Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereometrie-technik. Entwicklung eines vollzentrischen Präzisions-Goniometers**
- Nr. 69/1980  
F. Buchhardt, P. Brandl  
**Untersuchungen zur Integrität den Liners von Reaktorsicherheitshüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise**
- Nr. 70/1980 (vergriffen)  
G. Schickert  
**Schwellenwerte beim Betondruckversuch**
- Nr. 71/1980  
W. Matthees, G. Magiera  
**Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen**
- Nr. 72/1980  
R. Rudolphi  
**Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen**
- Nr. 73/1980  
P. Wegener  
**Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen**
- Nr. 74/1980  
R. Rudolphi, R. Müller  
**ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz**
- Nr. 75/1980  
H.-J. Heinrich  
**Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen**
- Nr. 76/1980  
D. Klaffke, W.-W. Maennig  
**Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop**
- Nr. 77/1981  
M. Gierloff, M. Mautzsch  
**Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen**
- Nr. 78/1981  
W. Rücker  
**Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwellensystems mit dem Untergrund**
- Nr. 79/1981  
V. Neumann  
**Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kalttribneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantatversuch**
- Nr. 80/1981  
A. Plank, W. Struck, M. Tzschätzsch  
**Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten**
- Nr. 81/1981  
J. Schmidt  
**Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik**
- Nr. 82/1982  
R. Helms, H.-J. Kühn, S. Ledworuski  
**Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches**  
Assement of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test
- Nr. 83/1982  
H. Czichos, P. Feinle  
**Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen**  
- Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen -
- Nr. 84/1982  
R. Müller, R. Rudolphi  
**Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)**
- Nr. 85/ISBN 3-88314-231 -X/1982  
H. Czichos  
**Technische Materialforschung und -prüfung - Entwicklungstendenzen und Rahmenvorschläge für ein EG-Programm "Basic Technological Research" Materials Research and Testing - Development Trends and Outline Proposals for a Community Programme "Basic Technological Research" -**
- Nr. 86/ISBN 3-88314-232-8/1982  
K. Niesel, P. Schimmelwitz  
**Zur quantitativen Kennzeichnung des Verwitterungsverhaltens von Naturwerksteinen anhand ihrer Gefügemerkmale**
- Nr. 87/ISBN 3-88314-240-9/1982  
B. Isecke, W. Stichel  
**Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren**



Nr. 88/ISBN 3-88314-254-9/1983

A. Erhard  
**Untersuchungen zur Ausbreitung von Longitudinalwellen an Oberflächen bei der Materialprüfung mit Ultraschall**

Nr. 89/ISBN 3-88314-263-8/1983

D. Conrad, S. Dietlen  
**Untersuchungen zum Zerfallsfähigkeit von Distickstoffoxid**

Nr. 90/ISBN 3-88314-264-6/1983

K. Brandes, E. Limberger, J. Herter  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
**Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members**

Nr. 91/ISBN 3-88314-265-4/1983

M. Weber  
**Dreidimensionale Analyse von unbewehrtem Beton mit nichtlinear-elastischem Materialgesetz**

Nr. 92/ISBN 3-88314-266-2/1983

L. Auersch  
**Ausbreitung von Erschütterungen durch den Boden**

Nr. 93/ISBN 3-88314-283-2/1983

P. Studt  
**Unterdrückung stick-slip-induzierter Kurvengeräusche schienengebundener Fahrzeuge durch eine physikalisch-chemische Oberflächenbehandlung der Schienen**

Nr. 94/ISBN 3-88314-284-0/1983

Xian-Quan Dong  
**Untersuchungen der Störschwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch und deren Abschwächungen**

Nr. 95/ISBN 3-88314-289-1/1983

M. Römer  
**Über die Fokussierung des Schallfeldes von Ultraschall-Prüfköpfen mit Fresnelschen Zonenplatten**

Nr. 96/ISBN 3-88314-296-4/1983

H. Eifler  
**Verbundverhalten zwischen Beton und geripptem Betonstahl sowie sein Einfluß auf inelastische Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken**

Nr. 97/ISBN 3-88314-297-2/1983

G. Fuhrmann, W. Schwarz  
**Typische Bruchflächenbildung thermoplastischer Kunststoffe nach wechselnder mechanischer Beanspruchung**

Nr. 98/ISBN 3-88314-312-X/1983

E. Schnabel  
**Bestimmung des elastischen Verhaltens von Maschenwaren**  
**- Stretch- und Erholungsvermögen -**

Nr. 99/ISBN 3-88314-317-0/1983

K. Brandes, E. Limberger, J. Herter  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
**Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members**

Nr. 100/ISBN 3-88314-298-0/1984

G. Klamrowski, P. Neustupny  
**Untersuchungen zur Prüfung von Beton auf Frostwiderstand**

Nr. 101/ISBN 3-88314-327-8/1984

P. Reimers, J. Goebels, H. Heidt, P. Weise, K. Wilding  
**Röntgen- und Gammastrahlen-Computer-Tomographie**

Nr. 102/ISBN 3-88314-335-9/1984

G. Magiers  
**Weiterentwicklung des hydraulischen Kompensationsverfahrens auf Druckspannungsmessung in Beton**

Nr. 103/ISBN 3-88314-328-6/1984

D. Schnitger  
**Radiographie mit Elektronen aus Metallverstärkerfolien**

Nr. 104/ISBN 3-88314-339-1/1984

M. Gierloff  
**Beeinflussung von Betoneigenschaften durch Zusatz von Kunststoffdispersionen**

Nr. 105/ISBN 3-88314-345-6/1984

B. Schulz-Forberg  
**Beitrag zum Bremsverhalten energieumwandelnder Aufsetzpuffer in Aufzugsanlagen**

Nr. 106/ISBN 3-88314-360-X/1984

J. Lehnert  
**Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last**

Nr. 107/ISBN 3-88314-361-8/1984

W. Stichel, J. Ehreke  
**Korrosion von Stahlradiatoren**

Nr. 108/ISBN 3-88314-363-4/1984

L. Auersch  
**Durch Bodenerschütterungen angeregte Gebäudeschwingungen - Ergebnisse von Modellrechnungen**

Nr. 109/ISBN 3-88314-381-2/1985

M. Omar  
**Zur Wirkung der Schrumpfbehinderung auf den Schweißspannungszustand und das Sprödbruchverhalten von unterpulvergeschweißten Blechen aus St E 460 N**

Nr. 110/ISBN 3-88314-382-0/1985

H. Walde, B. Kropp  
**Wasserstoff als Energieträger**

Nr. 111/ISBN 3-88314-383-9/1985

K. Ziegler  
**Über den Einfluß der Initiierung auf die detonative Umsetzung von Andex-Sprengstoffen unter Berücksichtigung sicherheitstechnischer Gesichtspunkte**

Nr. 112/ISBN 3-88314-409-6/1985

W. Lützwow  
**Zeitstandverhalten und strukturelle Veränderungen von vielfach wiederverarbeiteten Polyethylenen**

Nr. 113/ISBN 3-88314-410-X/1985

R. Helms, H. Henke, G. Oelrich, T. Saito  
**Untersuchungen zum Frequenzeinfluß auf die Schwingungskorrosion von Offshore-Konstruktionen**

Nr. 114/ISBN 3-88314-419-3/1985

P. Rose, P. Raabe, W. Daum, A. Szameit  
**Neue Verfahren für die Prüfung von Reaktorkomponenten mittels Röntgen- und Gammastrahlen**

Nr. 115/ISBN 3-88314-420-7/1985

K. Richter  
**Farbempfindungsmerkmal Elementaruntunton und Buntheitsabstände als Funktion von Farbart und Leuchtdichte von In- und Umfeld**

Nr. 116/ISBN 3-88314-460-6/1985

F.-J. Kasper, R. Müller, R. Rudolphi, A. Wagner  
**Theoretische Ermittlung des Wärmedurchgangskoeffizienten von Fensterkonstruktionen unter besonderer Berücksichtigung der Rahmenproblematik**

Nr. 117/ISBN 3-88314-468-1/1985

H. Czichos, G. Sievers  
**MaterialsTechnologies and Techno-Economic Development**  
**A Study for the German Foundation for International Development (Deutsche Stiftung für Internationale Entwicklung)**

Nr. 118/ISBN 3-88314-469-X/1985

H. Treumann, H. Andre, E. Blossfeld, N. Pfeil, M.-M. Zindler  
**Brand- und Explosionsgefahren explosionsgefährlicher Stoffe bei Herstellung und Lagerung - Modellversuche mit pyrotechnischen Sätzen und Gegenständen**

Nr. 119/ISBN 3-88314-472-X/1985

J. Herter, K. Brandes, E. Limberger  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
**Versuche an Stahlbetonplatten, Teil 1**  
**Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members**  
**Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part 1**

Nr. 120/ISBN 3-88314-514-9/1986

A. Hecht  
**Zerstörungsfreie Korngrößenbestimmung an austenitischen Feinblechen mit Hilfe der Ultraschallrückstreuung**

Nr. 121/ISBN 3-88314-530-0/1986

P. Feinle, K.-H. Habig  
**Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen; Einflüsse von Stahlzusammensetzung und Wärmebehandlung**

Nr. 122/ISBN 3-88314-521-1/1986

J. Mischke  
**Entsorgung kerntechnischer Anlagen**  
**Sonderkolloquium der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) am 10. 12. 1985 mit Beiträgen von B. Schulz-Forberg, K. E. Wieser und B. Droste**

Nr. 123/ISBN 3-88314-531-9/1986

D. Rennoch  
**Physikalisch-chemische Analyse sowie toxische Beurteilung der beim thermischen Zerfall organisch-chemischer Baustoffe entstehenden Brandgase**

Nr. 124/ISBN 3-88314-538-6/1986

H.-M. Thomas  
**Zur Anwendung des Impuls-Wirbelstromverfahrens in der zerstörungsfreien Materialprüfung**

Nr. 125/ISBN 3-88314-540-8/1986 (vergriffen)

B. Droste, U. Probst  
**Untersuchungen zur Wirksamkeit der Brandschutzisolierung von Flüssiggas-Lagertanks**

Nr. 126/ISBN 3-88314-547-5/1986

W. Stichel  
**Korrosion und Korrosionsschutz von Metallen in Schwimmballen**

Nr. 127/ISBN 3-88314-564-5/1986 (vergriffen)

E. Limberger, K. Brandes, J. Herter, K. Berner  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
**Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members**  
**Versuche an Stahlbetonbalken, Teil 1**  
**Tests on Reinforced Concrete Beams, Part 1**

Nr. 128/ISBN 3-88314-568-8/1986 (vergriffen)

E. Limberger, K. Brandes, J. Herter, K. Berner  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
**Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members**  
**Versuche an Stahlbetonbalken, Teil 11**  
**Tests on Reinforced Concrete Beams, Part 11**

Nr. 129/ISBN 3-88314-569-6/1980 (vergriffen)

K. Brandes, E. Limberger, J. Herter, K. Berner  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
**Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load**  
**Zugversuche an Betonstahl mit erhöhter Dehngeschwindigkeit**  
**Reinforcing Steel Tension Tests with high strain rates**

- Nr. 130/ISBN 3-88314-570-X/1986  
W. Struck  
**Einfache Abschätzung der Durchbiegung und der Energieaufnahme von Trägern aus duktilem Material**
- Nr. 131/ISBN 3-88314-585-8/1986  
E. Limberger, K. Brandes, J. Herter  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load  
Versuche an Stahlbetonplatten, Teil 11  
Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part 11
- Nr. 132/ISBN 3-88314-595-5/1987  
Chr. Herold, F.-U. Vogdt  
**Ermittlung der Ursachen von Schäden an bituminösen Dachabdichtungen unter besonderer Berücksichtigung klimatischer Beanspruchungen**
- Nr. 133/ISBN 3-88314-609-9/1987 (vergriffen)  
M. Woydt, K.-H. Habig  
**Technisch-physikalische Grundlagen zum tribologischen Verhalten keramischer Werkstoffe**
- Nr. 134/ISBN 3-88314-615-3/1987  
G. Andreas, G. Niessen  
**Über den Kernstrahlungseinfluß auf Dehnungsmeßstreifen**
- Nr. 135/ISBN 3-88314-618-8/1987  
J. Ludwig, W.-D. Mischke, A. Ulrich  
**Untersuchungen über das Verhalten von Tankcontainern für unter Druck verflüssigte Gase bei Fallbeanspruchungen**
- Nr. 136/ISBN 3-88314-636-6/1987  
H.-J. Deppe, K. Schmidt  
**Untersuchung zur Beurteilung von Brett-schichtverleimungen für den Holzbau**
- Nr. 137/ISBN 3-88314-637-4/1987  
D. Aurich  
**Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte auf der Grundlage von Forschungsergebnissen auf dem Gebiete der Komponentensicherheit**
- Nr. 138/ISBN 3-88314-635-8/1987  
M. Dogurike, F. Buchhardt  
**Zur geowissenschaftlichen Einordnung des Gebietes der Bundesrepublik Deutschland und einer sicheren Auslegung technischer Systeme gegen den Lastfall Erdbeben**
- Nr. 139/ISBN 3-88314-658-7/1987  
J. Olschewski, S.-P. Scholz  
**Numerische Untersuchung zum Verhalten des Hochtemperaturwerkstoffes Nimonic PE 16 unter monotoner und zyklischer Belastung bei Verwendung verschiedener plastischer und viskoplastischer Materialmodelle**
- Nr. 140/ISBN 3-88314-643-9/1987  
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
- Nr. 141/ISBN 3-88314-694-3/1987  
F. Buchhardt, W. Matthees, G. Magiera, F. Mathiak  
**Zum Einfluß des Sicherheits- und Auslegungserdbebens auf die Bemessung von Kernkraftwerken**
- Nr. 142/ISBN 3-88314-695-1/1987  
H. Treumann, G. Krüger, N. Pfeil, S. von Zahn-Ullmann  
**Sicherheitstechnische Kenndaten und Gefährzahlen binärer Mischungen aus oxidierenden und verbrennlichen Substanzen**
- Nr. 143/ISBN 3-88314-701-X/1987  
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter  
**Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen**  
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively
- Loaded Reinforced Concrete Members**  
Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Trag- und Verformungsverhalten von Stahlbetonbauteilen bei Stoßbelastung  
Experimental and numerical Investigations concerning Load Bearing Behaviour of Reinforced Concrete Members under Impact Load
- Nr. 144/ISBN 3-88314-702-8/1987  
F. Buchhardt, G. Magiera, W. Matthees, M. Weber, J. Altes  
**Nichtlineare dynamische Berechnungen zum Penetrationsverhalten des AVR- Reaktorgebäudes**
- Nr. 145/ISBN 3-88314-711-7/1987  
U. Holzlöhner  
**Untersuchung selbstähnlicher Systeme zur Bestimmung von Materialeigenschaften von Reibungsböden**
- Nr. 146/ISBN 3-88314 714-1/1987  
W. Schon, M. Mallon  
**Untersuchungen zur Wirksamkeit von Wasserberieselungseinrichtungen als Brandschutzmaßnahme für Flüssiggas-Lagertanks**
- Nr. 147/ISBN 3-88314-720-6/1987  
H.-D. Kleinschrodt  
**Lösung dynamischer Biege- und Torsionsprobleme von Stabsystemen aus dünnwandigen elastischen Stäben mit offenem Querschnitt mittels frequenzabhängiger Ansatzfunktionen**
- Nr. 148/ISBN 3-88314-774-5/1988  
W. Müller  
**Theoretische Untersuchung von Variationsprinzipien für elastoplastisches Materialverhalten sowie Entwicklung und numerische Erprobung von Finite-Element-Verfahren für den ebenen Spannungszustand**
- Nr. 149/ISBN 3-88314-775-3/1988  
U. Holzlöhner  
**Bestimmung baugrunderdynamischer Kenngrößen aus der Untersuchung von Bodenproben**
- Nr. 150/ISBN 3-88314-776-1/1988  
M. Weber  
**VG3D Zeichenprogramm für vektorgraphische Darstellung dreidimensionaler Strukturen**
- Nr. 151/ISBN 3-88314-785-0/1988  
L. Auersch-Saworski  
**Wechselwirkung starrer und flexibler Strukturen mit dem Baugrund insbesondere bei Anregung durch Bodenerschütterungen**
- Nr. 152/ISBN 3-88314-796-6/1988  
G. Plauk, G. Kretschmarin, R.-G. Rohrmann  
**Untersuchung des baulichen Zustandes und der Tragfähigkeit vorgespannter Riegel von Verkehrszeichenbrücken der Berliner Stadtautobahn**
- Nr. 153/ISBN 3-88314-797-4/1988  
H. Sander, W.-W. Maennig  
**Magnetisches Verhalten von Eisenproben bei mechanischer Wechselbeanspruchung**
- Nr. 154/ISBN 3-88314-822-9/1988  
K. Breitkreutz, P.-J. Ulteck, K. Haedeker  
**Druckgesinterte Stähle als zertifiziertes Referenzmaterial für die Spektrometrie**
- Nr. 155/ISBN 3-88314-825-3/1988  
L. Auersch  
**Zur Entstehung und Ausbreitung von Schienenverkehrserschütterungen: Theoretische Untersuchungen und Messungen am Hochgeschwindigkeitszug Intercity Experimental**
- Nr. 156/ISBN 3-88314-887-3/1989  
G. Klamrowski, P. Neustupny, H.-J. Deppe, K. Schmidt, J. Hundt  
**Untersuchungen zur Dauerhaftigkeit von Faserzementen**
- Nr. 157/ISBN 3-88314-888-1/1989  
E. Limberger, K. Brandes  
**Versuche zum Verhalten von Stahlbetonbalken mit Übergreifungsstößen der Zugbewehrung unter stoßartiger Belastung**
- Nr. 158/ISBN 3-88314-889-X/1989  
R. Wäsche, K.-H. Habig  
**Physikalisch-chemische Grundlagen der Feststoffschmierung - Literaturübersicht**
- Nr. 159/ISBN 3-88314-890-3/1989  
R. Müller, R. Rudolphi  
**Berechnung des Wärmedurchlaßwiderstandes und der Temperaturverteilung im Querschnitt von Hausschornsteinen nach DIN 18160, Teil 6**
- Nr. 160/ISBN 3-88314-917-9/1989  
W. Matthees  
**Entwicklung eines Makroelementes durch Kondensation am Beispiel der Lastfälle Flugzeugabsturz und Erdbeben bei Boden-Bauwerk-Wechselwirkung mit biegeweichen Fundamenten**
- Nr. 161/ISBN 3-88314-920-9/1989  
G. Mellmann, M. Maultzsch  
**Untersuchung zur Ermittlung der Biegefestigkeit von Flachglas für bauliche Anlagen**
- Nr. 162/ISBN 3-88314-921-7/1989  
W. Brünner  
**Untersuchungen zur Tragfähigkeit großer Glasscheiben**
- Nr. 163/ISBN 3-88314-922-5/1989  
W. Brünner, G. Mellmann, W. Struck  
**Biegefestigkeit und Tragfähigkeit von Scheiben aus Flachglas für bauliche Anlagen**
- Nr. 164/ISBN 3-88314-934-9/1989  
R. Helms, B. Jaenicke, H. Wolter, C.-P. Bork  
**Zur Schwingfestigkeit großer geschweißter Stahlträger**
- Nr. 165/ISBN 3-88314-935-7/1989  
P. Gobel, L. Meckel, W. Schiller  
**Untersuchung zur Erarbeitung von Kennwerten bei Einrichtungsmaterialien (Holzwerkstoffen, Möbeln und Textilien) hinsichtlich der Formaldehyd-Emission - Teil B: Textilien**
- Nr. 166/ISBN 3-88314-936-5/1989  
K. Breitkreutz  
**Modelle für Stereologische Analysen**
- Nr. 167/ISBN 3-88314-937-3/1989  
A. Mitakidis, W. Rücker  
**Erschütterungsausbreitung im elastischen Halbraum bei transienten Belastungsvorgängen**
- Nr. 168/ISBN 3-88314-958-6/1990  
F.-J. Kasper, R. Müller, R. Rudolphi  
**Numerische Untersuchung geometriebedingter Wärmebrücken (Winkel und Ecken) unter Einsatz hochauflösender Farbgraphik bei Berücksichtigung der Tauwasserproblematik und des Mindestluftwechsels**
- Nr. 169/ISBN 3-88314-959-4/1990  
Chr. Kohl, W. Rucker  
**Integration der Untergrunddynamik in das Programmsystem MEDYNA, dargestellt am Beispiel des Intercity Experimental (ICE)**
- Nr. 170/ISBN 3-88314-960-8/1990  
P. Studt, W. Kerner, Tin Win  
**Untersuchung der mikrobiologischen Schädigung wassergemischter Kühlschmierstoffe mit dem Ziel der Verbesserung der Arbeitshygiene, der Minderung der Geruchsbelastung und der Menge zu entsorgender Emulsionen**
- Nr. 171/ISBN 3-88314-997-7/1990  
F. Buchhardt  
**Ein Operator zur Koppelung beliebig benachbarter dynamischer Systeme am Beispiel der Boden-Bauwerk-Wechselwirkung**

- Nr. 172/ISBN 3-88314-998-5/1990  
J. Vielhaber, G. Plauk  
**Grenztragfähigkeit großer Verbundprofilstützen**
- Nr. 173/ISBN 3-88314-999-3/1990  
B. Droste, J. Ludwig, B. Schulz-Forberg  
**Höherwertige Transporttechnik und ihre Konsequenzen für die Beförderung gefährlicher Güter**
- Nr. 174/ISBN 3-88429-021-8/1990  
D. Aurich  
**Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte**
- Nr. 175/ISBN 3-88429-022-6/1990  
W. Brocks, D. Klingbeil, J. Olschewski  
**Lösung der HRR-Feld-Gleichungen der elastisch-plastischen Bruchmechanik**
- Nr. 176/ISBN 3-88429-035-6/1990  
W. Matthees, G. Magiera  
**Iterative Dekonvolution der seismischen Basiserregung für den Zeitraum**
- Nr. 177/ISBN 3-89429-090-0/1991  
G. Schickert, M. Krause, H. Wiggenhauser  
**Studie zur Anwendung zerstörungsfreier Prüfverfahren bei Ingenieurbauwerken**
- Nr. 178/ISBN 3-89429-429-9/1991  
G. Andraea, J. Knapp, G. Niessen  
**Entwicklung und Untersuchung eines kapazitiven Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmers für Einsatztemperaturen bis ca. 1000 °C**
- Nr. 179/ISBN 3-89429-100-1/1991  
H. Eifler  
**Die Drehfähigkeit plastischer Gelenke in Stahlbeton-Plattenbalken, bewehrt mit naturhartem Betonstahl BSt 500 S im Bereich negativer Biegemomente**
- Nr. 180/ISBN 3-89429-101-X/1991  
E. Klement, G. Wieser  
**Zur numerischen Übertragbarkeit von Prüfungsergebnissen an Hausschornsteinen auf Schornsteine mit anderen lichten Querschnitten**
- Nr. 181/ISBN 3-89429-105-2/1991  
H. Czichos, R. Helms, J. Lexow  
**Industrial and Materials Technologies Research and Development Trends and Needs**
- Nr. 182/ISBN 3-89429-145-1/1992  
M. Weber  
**Bestimmung von Wärmeübergangskoeffizienten im Bereich geometriebedingter Wärmebrücken**
- Nr. 183/ISBN 3-89429-163-X/1992  
F. Buchhardt  
**Zur Dekonvolution im Zeitbereich**
- Nr. 184/ISBN 3-89429-164-8/1992  
M. Maultzsch, W. Stichel, E.- M. Vater  
**Feldversuche zur Einwirkung von Auftaumitteln auf Verkehrsbauwerke (im Rahmen des Großversuchs "Umweltfreundlicheres Streusalz")**
- Nr. 185/ISBN 3-89429-165-6/1992  
Renate Müller  
**Ein numerisches Verfahren zur simultanen Bestimmung thermischer Stoffeigenschaften oder Größen aus Versuchen Anwendung auf das Heißdraht-Parallelverfahren und auf Versuche an Hausschornsteinen**
- Nr. 186/ISBN 3-89429-211-3/1992  
B. Löffelbein, M. Woydt, K. -H. Habig  
**Reibungs- und Verschleißuntersuchungen an Gleitpaarungen aus Ingenieurkeramischen Werkstoffen in wässrigen Lösungen**
- Nr. 187/ISBN 3-89429-216-4/1992  
Th. Schneider, E. Santner  
**Mikrotribologie: Stand der Forschung und Anwendungsmöglichkeiten. Literaturübersicht**
- Nr. 188/ISBN 3-89429-243-1/1992  
K. Mallwitz  
**Verfahren zur Vorausermittlung der Setzung von Fundamenten auf geständerten Strecken infolge zyklischer Beanspruchung**
- Nr. 189/ISBN 3-89429-244-X/1992  
W. Matthees, G. Magiera  
**Impedanzeigenschaften von Finiten Elemente Modellen bei Integration im Zeitraum**
- Nr. 190/ISBN 3-89429-245-8/1992  
G. Zachariev  
**Untersuchung des Versagens thermoplastischer Kunststoffe im Kurzzeit-Zugversuch und Retardations-Zugversuch**
- Nr. 191/ISBN 3-89429-246-6/1992  
H.- M. Bock, S. Erbay, J. With  
**Kritische Stahltemperatur als charakteristischer Kennwert für die Feuerwiderstandsdauer von Bauwerkssystemen aus Stahl**
- Nr. 192/ISBN 3-89429-329-2/1993  
D. Aurich  
**Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte; Lokales Ribwachstum, Ermittlung des Ribwiderstandsverhaltens aus der Kerbschlagarbeit**
- Nr. 193/3-89429-291-1/1993  
W. Gerisch, Th. Fritz, S. Steinborn  
**Statistical Consulting in the Frame of VAMAS. The Role of the Technical Working Arfea/Advisory Group. Statistical Techniques for Interlaboratory Studies and Related Projects (VAMAS Report No. 13)**
- Nr. 194/ISBN 3-89429-330-6/1993  
U. Krause  
**Ein Beitrag zur mathematischen Modellierung des Ablaufs von Explosionen**
- Nr. 195/ISBN 3-89429-331-4/1993  
U. Schmidchen, G. Würsig  
**Lagerung und Seetransport großer Mengen flüssigen Wasserstoffs am Beispiel des "Euro-Québec Hydro-Hydrogen Pilot Projekts. Überblick über die in Deutschland anzuwendenden Gesetze, Verordnungen und technischen Regeln**
- Nr. 196/ISBN 3-89429-362-4/1993  
D. Lietze  
**Untersuchungen über das Anlaufen von Detonationen im Innern geschlossener Systeme**
- Nr. 197/ISBN 3-89429-400-0/1993  
A. Skopp  
**Tribologisches Verhalten von Siliziumnitridwerkstoffen bei Festkörpergleitreibung zwischen 22 °C und 1000 °C**
- Nr. 198/ISBN 3-89429-421-3/1994  
St. Meretz  
**Ein Beitrag zur Mikromechanik der Interphase in polymeren Faserverbundwerkstoffen**
- Nr. 199/ISBN 3-89429-422-1/1994  
W. F. Rücker, S. Said  
**Erschütterungsübertragung zwischen U-Bahntunneln und dicht benachbarten Gebäuden**
- Nr. 200/ISBN 3-89429-423-X/1994  
D. Arndt, K. Borchardt, P. Croy, E. Geyer, J. Henschen, C. Maierhofer, M. Niedack-Nad, M. Rudolph, D. Schaurich, F. Weise, H. Wiggenhauser  
**Anwendung und Kombination zerstörungsfreier Prüfverfahren zur Bestimmung der Mauerwerksfeuchte im Deutschen Dom**
- Nr. 201/ISBN 3-89429-475-2/1994  
U. Holzlöhner, H. August, T. Meggyes, M. Brune  
**Deponieabdichtungssysteme; Statusbericht**
- Nr. 202/ISBN 3-89429-481-7/1994  
J. Schmidt  
**Über eine Verteilungsfunktion mit Parametern für Median, Spannweite, Schiefe und Wölbung; Konzept und Anwendung**
- Nr. 203/ISBN 3-89429-483-3/1994  
B. Schulz-Forberg, J. Ludwig  
**Sicherheitsniveaus von Transporttanks für Gefahrgut**
- Nr. 204/ISBN 3-89429-484-1/1994  
W. Struck, E. Limberger  
**Der Glaskugelsack als Prüfkörper für Beanspruchungen durch weichen Stoß - eine erweiterte Modellvorstellung**
- Nr. 205/ISBN 3-89429-516-3/1995  
P. Rose  
**Bestimmung charakteristischer Fehlermerkmale zur rechnergestützten Bildauswertung von Schweißnahtradiographien**
- Nr. 206/ISBN 3-89429-517-1/1995  
D. Lietze  
**Grenze der Flammendurchschlagsicherheit von Speerschichten aus Bandsicherungen bei Deflagrationen und bei einem Nachbrand**
- Nr. 207/ISBN 3-89429-593-7/1995  
W. Daume  
**Zur objektiven Beurteilung der Bildqualität industrieller Radioskopiesysteme**
- Nr. 208/ISBN 3-89429-557-0/1995  
G. Kalinka  
**Ein Beitrag zur Kristallisation gefüllter und ungefüllter Thermoplaste**
- Nr. 209/ISBN 3-89429-594-5/1995  
D. Hoffmann, K. Niesel  
**Zur Quantifizierung des Effekts von Luftverunreinigungen auf Putzmörtel**
- Nr. 210/ISBN 3-89429-595-3/1995  
F. Buchhardt, W. Matthees, G. Magiera  
**Zur Erfassung der hysteretischen Dämpfung im Zeitraum**
- Nr. 211/ISBN 3-89429-973-8  
G. Meier zu Köcker, K.-H. Habig  
**Steigerung der Lebensdauer und der Prozeßsicherheit durch beschichtungsgerechte Fortigung von Werkzeugen und Bauteilen**



**Bundesanstalt für  
Materialforschung und -prüfung (BAM)**

**Federal Institute for  
Material Research and Testing**

**Institut Fédéral pour la  
Recherche et l'Essai des Matériaux**

Unter den Eichen 87  
D-12205 Berlin  
☒ D-12200 Berlin

Telefon (0 30) 81 04-0  
Telefax (0 30) 8 11 20 29  
Telex 1 83 261 bamb d

- *Berichte*
- *Gutachten*
- *Zulassungen*
- *Zertifikate*
- *Tagungspapiere*
- *Prüfungszeugnisse*
- *Prüfstellenanerkennungen*



ISSN 0938-5533  
ISBN 3-89429-634-8